



Norges miljø- og
biovitenskapelige
universitet

Masteroppgave 2021 30 stp
Realtek

Lys og økt temperaturforårsaket degenerering i p-type multikrystallinske PERC wafere dopet med bor eller gallium, studert ved hyperspektral avbildning.

Light and Elevated Temperature Induced Degradation in p-type
Multicrystalline PERC Wafers doped with boron or gallium, studied by
Hyperspectral Imaging.

Oda Goa Berge

Miljøfysikk og fornybar energi

FORORD

Denne oppgaven markerer avslutningen på 5 studieår her på NMBU. Selv om de siste tre semestrene har i stor grad vært preget av en pandemi og det blir avslutningen med munnbind og to meters avstand, kommer studietiden til og huskes som den fantastiske tiden den har vært.

Jeg vil gjerne få takket de som har hjulpet meg med oppgaven. Takk til min hovedveileder Espen Olsen, for din faglige dyktighet og gode hjelp gjennom hele prosessen. Takk til min bi-veileder Ingunn Burud, for dine gode tilbakemeldinger. Jeg vil også gi en stor takk til min bi-veileder Torbjørn Mehl, som har hjulpet meg med bildetakingen og analyse, og som alltid har stilt opp når jeg har trengt hjelp. Takk til Espen Søndena på institutt for energiteknikk (IFE) for prøvene brukt i dette forsøket, og for tips og tilbakemeldinger.

Til mamma og pappa, takk for alt dere gjør for meg, for retting og støtte. Takk til kjæresten min, familien og vennene mine, for at dere alltid stiller opp for meg og hjelper meg. Til slutt en stor takk til alle medstudentene mine, for støtten og hjelpen gjennom hele studietiden.

Ås

Oda Goa Berge

SAMMENDRAG

Lys og økt temperaturforårsaket degenerering (LeTID) er en prosess som kan forårsake ugunstige effekttap i solceller. LeTID har vist seg å være et betydelig problem i bordopet PERC-solceller. Grunnet dette har gallium blitt introdusert som en kandidat for p-doping av silisium. Denne studien sammenlikner LeTID effekten i wafere dopet med bor og gallium ved hjelp av hyperspektral avbildning. Dette blir gjort ved bruk av kommersielt tilgjengelige p-type høyytelses multikrystallinske silisium wafere. Prøvene var pre-prosessert med en PDGH behandling. Det ble gjennomført to nesten identiske forsøk. Før forsøkene ble prøvene bestrålt med et 1,5 AM spektrum med styrke på 0,16 soler i romtemperatur, for å aktivere bor-oksygen lysforårsaket degenerering (BO-LID). I forsøkene ble prøvene bestrålt med et 1,5 AM spektrum med styrke på 1 sol og 130 °C for å se LeTID. Underveis ble det tatt hyperspektrale bilder ved 90 K i det første forsøket, og ved 90 K og ved romtemperatur i det andre forsøket.

Det ble funnet lysforårsaket degenerering (LID) og LeTID i prøven dopet med bor og i prøven dopet med gallium. Hypotesen var at det ikke skulle være LID i den galliumdopede prøven, da denne degenereringen skal fra teorien være knyttet til en reaksjon mellom bor og oksygen. Resultatene viste også at den galliumdopede prøven degenererte i mindre grad, og tregere enn den bordopede prøven under LeTID. Det kan ikke konkluderes med at det er samme mekanisme som forårsaker degenereringen for de ulikt dopede waferene. Siden det også var LeTID i den galliumdopede prøven støtter dette opp om at det er noe uavhengig av dopematerialet som forårsaker degenereringen, som bulkhydrogen eller forurensinger. Det ble ikke funnet noen DRL signaler som aktiveres eller forsvinner som et resultat av LeTID i den gallium- eller den bordopede prøven. Det er heller ingen økning i DRL signalene som kan forklare LeTID. DRL signalene ble derimot funnet å ha en utvikling av intensitet i løpet av forsøket. For D07, D1 og D2 signalene var utviklingen lik for de to prøvene, mens for D3 og VID3 signalene var utviklingen ulik. Det ble til slutt sett at fordelingen av signal var ulik for prøvene, i den galliumdopede prøven fordelte signalene seg i dislokasjonsklustere, mens i den bordopede prøven var signalene fordelt i korngrensene.

SUMMARY

Light and Elevated Temperature Induced Degradation (LeTID) is a process which can cause unfavorable efficiency losses. LeTID has shown to be a significant problem in boron-doped passivated emitter and rear cell (PERC) wafers. Because of this, gallium has been introduced as an option for p-doping of silicon. This study compares the effect of LeTID in wafers doped with boron and gallium with the help hyperspectral imaging. This is done by employing available commercial p-type high performance multicrystalline silicon wafers. The samples were pre-processed with a PDGH treatment. Two almost identical experiments were carried out. Prior to the experiments, the samples were irradiated with a 1.5 AM spectrum with an intensity of 0,16 suns in room temperature, to activate bor-oxygen light induced degradation (BO-LID). In the experiment, the samples were irradiated with a 1,5 AM spectrum with an intensity of 1 sun and 130 °C. During the process, hyperspectral images were taken at 90 K for the first experiment, and at 90 K as well as room temperature for the second experiment.

It was found light induced degeneration (LID) and LeTID in the sample doped with boron and in the sample doped with gallium. The hypothesis was that LID should not be observed in the gallium doped wafer, as this degeneration is caused by a reaction between boron and oxygen. The results also showed that the gallium doped sample degenerated less and slower than the boron doped sample under LeTID. A conclusion can not be made that it is the same mechanisms causing the degeneration for the differently doped wafers. Since LeTID was observed in the gallium doped sample, the idea that something independent of dope material causing the degeneration, like bulkhydrogen or impurities, is reinforced. There was not found any defect related luminescence (DRL) signals which activates or disappears as a result of LeTID. There is no increase in DRL that can explain LeTID. DRL signals were on the other hand found to have an development of intensity during the experiment. For D07, D1, and D2 signals the evolution was similar for the two samples, while for the D3 and VID3 signals the evolution was different from one another. Finally, it was observed that the distribution of signal was different for the wafers, in the gallium doped sample the signals distributed in dislocation clusters, while in the boron doped sample the signals were distributed in the grain boundaries.

Innhold

Forord	i
Sammendrag	ii
Summary	iii
Innhold	iv
Figurliste	vii
Tabelliste	xiii
Forkortelser med forklaring	xiv
1 Innledning	1
2 Teori	3
2.1 Solstråling	3
2.2 PV teknologi	3
2.2.1 Halvledere	4
2.2.2 PN-overgang	6
2.2.3 Båndgap	7
2.3 Rekombinasjonsmekanismer	9
2.3.1 Direkte rekombinasjon	10
2.3.2 Shockley-Read-Hall rekombinasjon	11
2.3.3 Auger rekombinasjon	11
2.3.4 Overflaterekombinasjon	12
2.4 Fotoluminescens	12
2.4.1 Bånd-til-bånd fotoluminescens	13
2.4.2 Defektrelatert luminescens	13
2.5 Defekter	14
2.5.1 Punktdefekter	14
2.5.2 Dislokasjoner	15

2.5.3	Overflatedefekter	15
2.6	Lys- og økt temperaturforårsaket degradering	16
2.6.1	Aktivering av LeTID mekanismen	16
2.6.2	Årsak til LeTID	16
2.6.3	Redusere LeTID	17
2.7	Hyperspektral avbildning	17
3	Metode	19
3.1	Prøver	19
3.1.1	Pre-Prosessering	20
3.1.2	Prosessering	21
3.2	Hyperspektral avbildning	22
3.2.1	Oppsett	22
3.2.2	Prøveholder	23
3.2.3	Laser	24
3.2.4	Kalibrering	24
3.2.5	Bildetaking	25
3.3	Dataanalyse	26
3.3.1	Prosessering	26
3.3.2	MCR analyse	27
4	Resultater og diskusjon	28
4.1	Det første forsøket	28
4.1.1	LID	28
4.1.2	LeTID	29
4.1.3	Utviklingen av BB signalet	30
4.2	Det andre forsøket	32
4.2.1	LID	32
4.2.2	Dypere innblikk i områder med sterkt BB signal ved 90 K	34
4.2.3	LeTID	38
4.2.4	Utviklingen av BB signalet til prøven dopet med gallium	42
4.2.5	Utviklingen av BB signalet til prøven dopet med bor	44
4.2.6	Defektrelatert luminescens	46

4.2.7	Fordeling av signalene	58
4.3	Svakheter ved metode	63
5	Konklusjon og videre arbeid	65
5.1	Konklusjon	65
5.2	Videre arbeid	66
	Referanser	67

Appendices

Vedlegg A	Ekstra bilder og figurer	75
	Utviklingen av DRL signalene for det første forsøket	75
	Den romlige utviklingen av D4 signalet	77
Vedlegg B	Matlab script brukt i oppgaven	78

Figurliste

2.1	Illustrasjon av krystallstrukturen til silisium. Figuren er inspirert av [12].	4
2.2	Illustrasjon av doping av krystallstrukturen til silisium, hvor a) n-doping hvor silisium er dopet med fosfor, og b) p-doping hvor silisium er dopet med bor. Inspirasjon hentet fra [12].	6
2.3	Illustrasjon av en pn-overgang. Inspirasjon hentet fra [12].	7
2.4	Når krystallinsk silisium blir utsatt for et foton med energi E høyere enn båndgapenergien E_g vil elektronet eksiteres fra valensbåndet til ledningsbåndet. Figuren er inspirert av [12].	8
2.5	Viser a) direkte båndgap og b) indirekte båndgap. Figuren er inspirert av [12].	9
2.6	Illustrasjon av de fire ulike rekombinasjonsmekanismene a) Direkte rekombinasjon, b) Shockley-Read-Hall rekombinasjon, c) Auger rekombinasjon og d) Overflaterekombinasjon. E_C er energien på bunnen av ledningsbåndet og E_V energien på toppen av valensbåndet. Inspirasjon hentet fra [12].	12
2.7	Spekteret til den bordopede prøven laget for å illustrere forskjellen i PL signalet relatert til båndgapet ved ulike temperaturer.	13
2.8	Illustrasjonen viser punktdefekter av typen a)intinsikke og b) ekstrinsikke.	15
2.9	Illustrasjon av en hyperkube med de tre dimensjonene det hyperspektrale bildet representeres av.	18
3.1	RGB bilder av waferne som ble brukt i det første forsøket. Tatt med en kopimaskin.	19
3.2	Skjematisk presentasjon av pre-prosesseringstegene gjort på prøvene.	20

3.3	Fremstilling av oppsettet til begge kameraene brukt til å ta hyperspektrale bilder. Hypspx SWIR-384 er illustrert i a) hvor A) Opphenget kamera henger i, B) Kamera, C) Laser med feste, D) Prøven, E) Pappeske brukt til beskyttelse mot tåke, F) Prøveholderen, G) Steget som gjør det mulig for prøveholderen å bevege seg. Specim er illustrert i b) hvor A) Bevegende steg, B) Kamera, C) Langpassfilter, D) Laser, E) Pappeske for å hindre tåke over laseren, F) Pappeske for å hindre tåke over prøvene, G) Prøvene, H) Prøveholderen, I) Prøveholderen for å ta bilde i romtemperatur. Pilene indikerer hvor utstyret flytter på seg.	23
4.1	PL signalet til begge prøvene i det første forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i time. Venstre bildet viser den reelle utviklingen og bildet til høyre viser den relative utviklingen av PL signalet. Bilde tatt ved 90 K.	29
4.2	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet integrert over hele waferen til den gallium- og den bordopede prøven, presentert lineært. Bildet tatt ved 90 K.	29
4.3	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet integrert over hele waferen til den gallium- og den bordopede prøven, presentert logaritmisk. Bildet tatt ved 90 K.	30
4.4	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede waferen, tatt ved 90 K i det første forsøket.	31
4.5	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede waferen, tatt ved 90 K i det første forsøket.	31
4.6	PL intensiteten til BB signalet integrert over begge prøvene i det andre forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i minutter. Bildet er tatt ved romtemperatur.	32
4.7	PL intensiteten til BB signalet integrert over begge prøvene i det andre forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i minutter. Bildet er tatt ved 90 K.	33
4.8	Figur som viser fremstillingen av BB signalet til den bor- og galliumdopede prøven før og etter LID for a) ved 90 K og b) ved romtemperatur.	34

4.9	Områdene valgt ut hvor BB signalet er sterkt, a) er for prøven dopet med gallium og b) er for prøven dopet med bor.	34
4.10	Romlig utvikling for BB signalet i området valgt fra den bordopede prøven.	35
4.11	Romlig utvikling for BB signalet i området valgt fra den galliumdopede prøven.	35
4.12	Utviklingen av PL signalet til det valgte området i waferene ved LID. Bildet presentert på logaritmisk skala.	36
4.13	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med lineær skala. Bilde tatt i romtemperatur.	38
4.14	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med logaritmisk skala. Bilde tatt i romtemperatur.	39
4.15	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med lineær skala. Bilde tatt ved 90 K.	39
4.16	a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven for det utvalgte området. Bildet er presentert med logaritmisk skala. Bilde tatt ved 90 K.	40
4.17	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved romtemperatur.	43
4.18	Utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven tatt i løpet av eksperimentet ved romtemperatur.	43
4.19	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved 90 K. Den øverste raden viser utviklingen i løpet av lightsoaking, og de to nederste ved LeTID.	44
4.20	Utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved 90 K.	44
4.21	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven, tatt ved romtemperatur. Den øverste raden viser utviklingen under lightsoaking, og de to nederste i løpet av LeTID.	45

4.22	Utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved romtemperatur.	45
4.23	Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven, bilder tatt ved 90 K i det andre forsøket.	46
4.24	Utvikling av bånd til bånd signalet til den bor dopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved 90 K.	46
4.25	Spekteret til den galliumdopede prøven i det andre forsøket justert relativt til den første målingen tatt.	47
4.26	Spekteret til den bordopede prøven i det andre forsøket justert relativt til den første målingen tatt.	47
4.27	MCR spekteret til galliumdopede prøven.	48
4.28	MCR spekteret til den bordopede prøven.	48
4.29	Scorene fra MCR analysen av de utvalgte komponentene til den gallium- og den bordopede prøven.	49
4.30	Den romlige utviklingen av D07 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksprimentet.	50
4.31	Den romlige utviklingen av D07 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksprimentet.	50
4.32	Utviklingen av D07 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	51
4.33	Den romlige utviklingen av D1 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksprimentet.	51
4.34	Den romlige utviklingen av D1 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksprimentet.	52
4.35	Utviklingen av D1 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	52
4.36	Den romlige utviklingen av D2 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksprimentet.	53

4.37	Den romlige utviklingen av D2 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksperimentet.	53
4.38	Utviklingen av D2 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	53
4.39	Områdene valgt fra D3 signalet funnet ved MCR analysen, a) viser den galliumdopede prøven og b) viser den bordopede prøven.	54
4.40	Utviklingen av D3 signalet til det første området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	55
4.41	Utviklingen av D3 signalet til det andre området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	55
4.42	Utviklingen av D3 signalet til det tredje området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.	56
4.43	Punktene valgt ut fra MCR analysen for å se nærmere på VID3 signalet, hvor a) galliumdopet prøve og b) bordopet prøve.	57
4.44	Utviklingen av VID3 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b).	57
4.45	Områdene valgt ut for å se nærmere på DRL signalene for, a) den galliumdopede prøven og b) den bordopede prøven.	59
4.46	Romlig utvikling for signalene i området valgt fra den bordopede prøven	60
4.47	Spektrale utvikling for signalene i området valgt fra den bordopede prøven.	60
4.48	Spektrale utvikling for en valgt piksel i området valgt fra den bordopede prøven. Den svarte linja er den valgte pikselen, og de grønne og blå pikslene i nærheten.	61
4.49	Romlig utvikling for signalene i området valgt fra den galliumdopede prøven.	62

4.50	Spektrale utvikling for signalene i området valgt fra den galliumdopede prøven.	62
4.51	Spektrale utvikling for en valgt piksel i området valgt fra den galliumdopede prøven. Den svarte linja er den valgte pikselen, og de grønne og blå pikslene i nærheten.	63
A.1	Romlig utvikling av D1 og D2 signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved 90 K.	75
A.2	Romlig utvikling av D3 og D4 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.	75
A.3	Romlig utvikling av D1 og D2 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.	76
A.4	Romlig utvikling av D3 og D4 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.	76
A.5	Romlig utvikling av D4 signalet, øverst for den galliumdopede prøven og nederst for den bordopede prøven.	77

Tabelliste

2.1	De defektrelaterte signalene som er funnet med deres tilhørende energinivå.	14
4.1	Tabell som viser hvor lang tid prøvene lå under én sol og 125 °C før de var fullstendig degenerert og regenerert i det første forsøket.	30
4.2	Tabell som viser hvor lang tid prøvene lå under én sol og 125 °C før de var fullstendig degradert og regenerert i det andre forsøket.	40

Forkortelser med forklaring

AM	-	Luftmasse
BB	-	Bånd til bånd
DRL	-	Defektrelatert luminiscensene
IEA	-	Det internasjonale energibyrået
IFE	-	Institutt for energiteknikk
LID	-	Lysforårsaket degradering
LeTID	-	Lys- og økt temperaturforårsaket degradering
mc-Si	-	Multikrystallinsk silisium
MCR	-	Multivariate Curve Resolution
NIR	-	Nær infrarødt
NMBU	-	Norges miljø-og biovitenskapelige universitet
PERC	-	Passivated Emitter and Rear Cell
PDGH	-	Phosphorus Diffusion Gettered and Hydrogen bulk passivated
PL	-	Fotoluminescens
PV	-	Fotovoltaisk
SRH	-	Shockley-Red-Hall
SWIR	-	Kortbølget infrarødt

1. Innledning

Det har aldri vært et så høyt behov for energi som det er i dag, og behovet vil øke i fremtiden. Energi er nøkkelen til det moderne samfunn, og nødvendig for vekst og utvikling. Siden den industrielle revolusjonen har den største delen av energiproduksjonen kommet fra fossile kilder, som kull og olje. Samtidig stiger gjennomsnittstemperaturen raskere enn det som er kan forklares av naturlig variasjon. Havet stiger, isen smelter og det forventes mer ekstremvær i tiden som kommer. Dette kan knyttes direkte til utslipp av drivhusgasser som CO_2 og CH_4 fra forbrenning av fossil energikilder. I 2015 forpliktet 195 land seg til Parisavtalen. Alle landene skal lage en plan for reduksjon av utslipp slik at temperaturøkningen ikke vil bli høyere enn maksimalt 2 grader, og at verden i løpet av det 21 århundre vil bli klimanøytral [1]. Siden behovet for energi øker samtidig som bruken av de fossile kildene må ned, er det et enormt behov for fornybare energikilder.

I 1839 studerte Becquerel effekten lys hadde på elektrolyttceller og oppdaget den foto-voltaisk (PV) effekten [2]. Siden den gang har teknologien blitt forsket mye på, og utviklingen har i stor grad handlet om å få en effektivitet høy nok til at PV solceller kan tas i bruk. Effektiviteten var i lang tid for dårlig til at solceller kunne tas i kommersielt bruk. Først på 1950 tallet når romfartprogrammene ble satt i gang, skjedde utviklingen raskt. Solceller basert på halvlederfysikk ble for første gang undersøkt på 1960-tallet og med det fulgte utviklingen av nye teknologier for å øke effektiviteten [2]. Siden 1990 har solceller bidratt med å kutte utslippet av drivhusgasser betraktelig. Bare i 2019 ble 720 Mt CO_2 ekvivalenter ikke sluppet ut grunnet PV teknologien [3].

Det internasjonale energibyrådet (IEA) forventer at i årene 2021-2025 vil produksjonen av energi fra PV sol øke i gjennomsnitt med 125 GW per år [4]. Dette tilsvarer enorme mengder CO_2 ekvivalenter spart og som vil spares i fremtiden. En av årsakene til at PV sol har blitt så attraktivt og at IEA spår at det vil være en av teknologiene som produserer mest elektrisitet innen 2040 [4], skyldes kostnaden knyttet til PV paneler. I 1990 var prisen til en PV modul 8 USD per watt, i 2010 2 USD per watt og i 2020 var den sunket til 0,2 USD per watt [5]. Det er forventet at den vil synke videre i årene som kommer. I Danmark bygges det flere nye solparker, helt uten statlige subsidier. Dette inkluderer blant annet en park i Holstebro med en kapasitet på 206 MW [6].

For å gjøre PV teknologi mer attraktivt jobbes det mye med å øke effektiviteten til solcellene. I 1961 fant Shockley og Queisser [7] at den termodynamiske effektiviteten til en singel pn-overgang krystallinsk silisium solcelle er 31 %. Den mest effektive multikrystallinske silisium PV cellen som til nå er produsert har en effektivitet på 26,7 % [8].

Lys og temperaturforårsaket degradering (LeTID) er en mekanisme som kan gi tap i effektivitet på opp til 20 % [9] og har vist seg å være et stort problem i nye Passivated Emitter and Rear Cell (PERC). På Norges Miljø og Biovitenskapelige universitet (NM-BU) har det i flere år blitt arbeidet med å bedre forstå solcellematerialer ved hjelp av hyperspektral avbildning. De siste årene er det gjort en del undersøkelser på LeTID for å bedre forstå opphavet til effekten.

Det vanligste dopematerialet for p-dopede solceller er bor, og silisiumceller dopet med bor har dominert markedet i lang tid. Bor er i stor grad utsatt for LeTID, og galliumdopet silisium har på grunn av dette de siste årene blitt dratt frem som et alternativ til p-doping av silisium. I følge Fischer et al. (2020) er både lysforårsaket degenerering (LID) og LeTID mekanismene kraftig redusert i materialer dopet med gallium [10]. Grant et al. (2021) ser i sine forsøk LeTID liknende oppførsel i noen av de galliumdopede Czochralski PERC waferene, men i mildere grad enn i de dopet med bor. De så også at de galliumdopede prøvene var mer stabile enn de bordopede prøvene under belysning [11].

I denne oppgaven blir to typer multikrystallinske silisium (mc-Si) p-dopede wafere undersøkt ved hjelp av hyperspektral avbildning, en dopet kun med bor og en dopet kun med gallium. Hovedmålet er å undersøke forskjellene på LeTID-mekanismen i bor- og galliumdopede wafere, og dermed få bedre innsikt i LeTID mekanismen i materialer som er dopet med gallium. Det blir forsøkt og finne svar på følgende spørsmål:

- Er det LID i multikrystallinske silisiumwafere dopet med gallium?
- I hvilken grad er det LeTID i galliumdopede silisium og vil det være forskjell på grad av LeTID i den bordopede og den galliumdopede prøven?
- Kan det vises at LeTID-mekanismen er koblet til dopeatomene til silisium?
- Vil det være fotoluminescens (PL) signaler i gallium- eller bordopet silisium som korrelerer med LeTID?
- Finnes det noen andre ulikheter knyttet til signalene i de to prøvene?

2. Teori

Dette kapitlet vil ta for seg teori som er relevant for å forstå de videre forsøkene som blir gjort i denne studien. Det vil først være en kort beskrivelse av solstråling. Videre blir det forklart PV teknologi som utnytter denne solenergien, da dette er viktig for å forstå prøvene som blir brukt i studien. Deretter kommer en del om rekombinasjon og de ulike rekombinasjonsmekanismene, før fotoluminescens blir forklart. Til slutt vil teorien bak hyperspektral avbildning bli gjennomgått. Hoveddelen av teori er hentet fra Smets et al. (2015) [12], og det er denne boken som er brukt som kilde hvis ikke annet oppgis.

2.1 Solstråling

I solas kjerne skjer fusjonsreaksjoner som gir opphav til elektromagnetisk stråling, lys. Solen stråler ut, den har en radianstetthet på $3,6 * 10^{26} W$ og jorden har en stråling inn på seg, en irradians på $1361 \frac{W}{m^2}$. En kan anta at solen er et svart legeme og dermed har svartkroppstråling. Utstrålingen er dermed gitt ved Plancks strålingslov, som sier at all stråling kommer som følge av kvanter med en bestemt energi. Målinger av innstrålt effekt fra solen standardiseres ved hjelp av begrepet Air Mass (AM). Utsiden av atmosfæren mottar et spekter fra sola som er tilnærmet lik svartkroppstråling ved 5800 K med ingen absorpsjon, som tilsvarer AM0. Det er ulike tall for Air Mass for de ulike vinklene sola står for jorden, men et vanlig brukt tall er AM1,5. Dette er et referansetall som sier at sola har en vinkel på 48,2 grader fra jorda og har gått gjennom 1,5 atmosfærer. En Air Mass på 1,5 er standard test betingelser (STC) og tilsvarer en irradians på $1000 W/m^2$. Hadde solen stått i zenit hvor den har gått gjennom 1,0 atmosfærer, ville referansetallet vært AM1,0.

2.2 PV teknologi

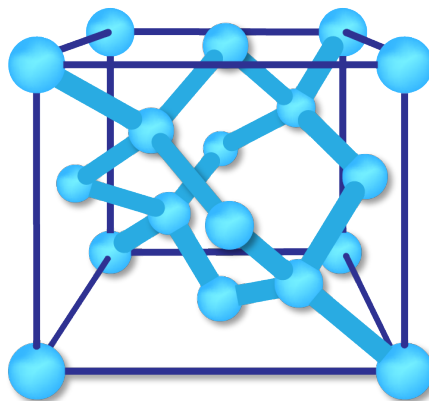
Faste stoffer kan deles inn i ledere, halvledere og isolatorer. I solcellefysikken er det halvledere som er viktig.

2.2.1 Halvledere

Halvledere er materialer hvor ledningsevne ligger mellom ledere og isolatorer. De har fullt valensbånd og båndgapet er lite, typisk mellom 0,5 eV og 2,2 eV. Dette gjør at elektroner kan bli eksitert, og halvledere har dermed noe elektrisk ledningsevne også i romtemperatur. Halvledere kan deles inn i to typer: intrinsiske og ekstrinsiske. Intrinsiske halvledere er halvledere som ikke er dopet og derfor ikke har noen tilsatte atomer av andre typer, mens ekstrinsiske er halvledere som er dopet, det vil si at der er kontrollert blitt tilsatt fremmede atomer. Det er dette som kalles doping. Prøvene som blir brukt i forsøket i forbindelse med denne oppgaven er av silisium, som er dopet med bor eller gallium, så videre i oppgavene blir det fokusert på ekstrinsiske silisium halvledere.

Silisium

Det mest brukte PV materialet er krystallinsk silisium. Silisium har atomnummer 14, og har atomstrukturen $1S^2 2S^2 2P^6 3S^2 3P^2$. Silisium er i gruppe 4 i den periodiske tabellen, som vil si at silisium har 4 elektroner i sitt ytterste skall. Disse elektronene kalles valenselektroner og er lett bundet. For å få oppfylt oktettregelen inngår hvert silisiumatom en kovalent binding med 4 andre silisiumatomer, og danner en krystallstruktur. Dette er illustrert i figur 2.1. Alle båndene har samme lengde mellom seg, og vinkelen mellom alle båndene er lik $109,5^\circ$. Den totale konsentrasjonen silisiumatomer per kubikk centimeter i strukturen er rundt $5 * 10^{22}$.



Figur 2.1 Illustrasjon av krystallstrukturen til silisium. Figuren er inspirert av [12].

Så lenge temperaturen er høyere enn 0 K vil det alltid være noen bånd som er brutt grunnet absorpsjon av termisk energi, og dermed vil det være noen frie elektroner som er eksiterert. Ved 300 K, som er romtemperatur er konsentrasjonen $1,5 * 10^{10}$ brutte

bånd per cm^{-3} i krystallgitteret, som dermed også er konsentrasjonen på hull (h^+) og elektroner (e^-). Dette gjør at noen elektroner kan bevege seg i gitteret og gjør at silisium har noe ledningsevne selv om det ikke er dopet. Disse elektronene eller hullene kalles intrinsiske ladningsbærere.

Doping av silisium

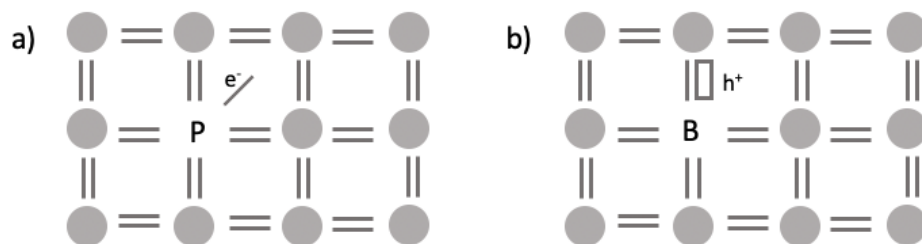
For å få flere frie ladningsbærere og bedre ledningsevne kan silisium dopes. Doping er kontrollert tilsatt av andre typer atomer. Hensikten er å endre på konsentrasjonene av frie ladningsbærere n og p. Der vil si at med doping tilføres ekstra ladningsbærere. Silisium er i gruppe 4, og doping kan dermed skje på to måter.

Den første metoden for doping av silisium er såkalt n-doping eller negativ-doping. I n-doping skjer en kontrollert tilsatt av atomer fra gruppe 5, vanligvis fosfor (P). Fosfor har 5 valenselektroner, dermed blir det dannet 4 kovalente bindinger med de nærmeste silisiumatomene, men det er i tillegg et ekstra elektron (e^-) som er løst bundet, som vist i figur 2.2a). Bindingen til det ekstra elektronet kan brytes lett. Ved 300 K er alle disse elektronbindingene brutt når en har tilsatt en viss mengde fosfor i silisiumet.

Den andre metoden for doping av silisium er p-doping eller positiv doping. Her blir det tilsatt atomer fra gruppe 3, som for eksempel bor (B) eller gallium (Ga). Disse har 3 valenselektroner som danner kovalente bindinger med silisium, og det blir i tillegg et manglende elektron, som kalles hull (h^+), vist i figur 2.2b).

Den ladningsbæreren det er flest av, elektroner eller hull, kalles for majoritetsladningsbærere. Den ladningsbæreren det er færrest av kalles minoritetsladningsbæreren. I n-type er elektronene majoritetsladningsbærere og hullene minoritetsladningsbæreren, og for n-type halvledere er det motsatt.

Nivået av tilsatte andre atomer varierer fra rundt $10^{12}cm^{-3}$ som er lav doping til $10^{20}cm^{-3}$ som er tung doping. Typisk for krystallinsk silisium er $10^{16}cm^{-3}$ som tilsvarer 0,1 ppm av det totale antallet av silisiumatomer. Dette nivået regnes som ideelt grunnet det er mange flere kontrollerte tilsatte atomer enn det er termisk genererte urenheter i intrinsiske halvledere, men fortsatt ikke så mange at strukturen ikke lenger er strukturen til silisium.



Figur 2.2 Illustrasjon av doping av krystallstrukturen til silisium, hvor a) n-doping hvor silisium er dopet med fosfor, og b) p-doping hvor silisium er dopet med bor. Inspirasjon hentet fra [12].

Bordopet silisium

Bor er det vanligste grunnstoffet brukt til p-doping av silisium. Bor har en gunstig segregeringskoeffisient og har grunnet dette vært svært populært som dopematerialet. Bordopet silisium er utsatt for en oksygenindusert degenerering, som kan påvirke levetiden. Dette kalles BO-LID og har fått navnet grunnet korrelasjonen tettheten til defekten har med bor- og oksygenkonsentrasjonen [13]. Degenereringen oppstår av en defektreaksjon av raskt spredende oksygendimerer (O_{2i}), disse blir fanget av substitusjonsbor (Bs) før det blir dannet et $Bs-O_{2i}$ -kompleks. Selv om materialet kan regenereres vil dette påvirke levetiden og effektiviteten negativt [14]. Levetiden er den gjennomsnittlige tiden minoritetladningsbæreren vil eksistere før den rekombinerer.

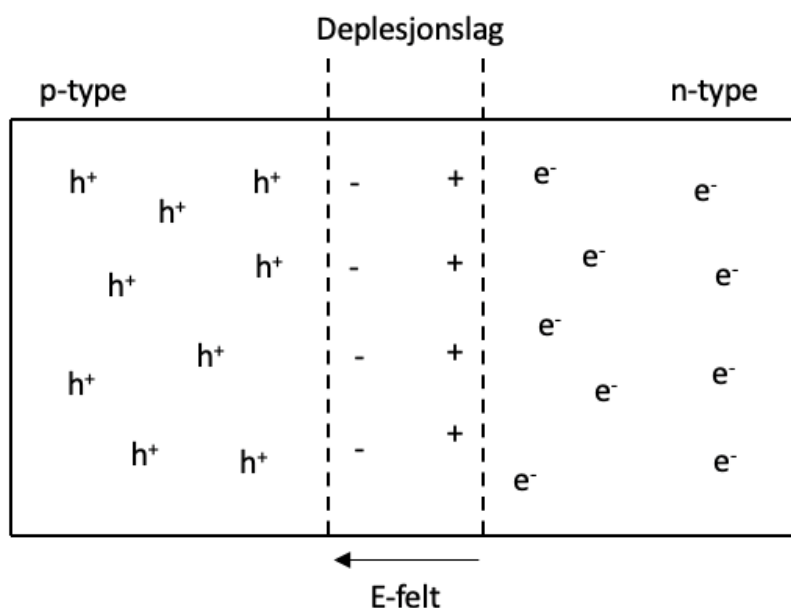
Galliumdopet silisium

At silisiumatomene i krystallstrukturen blir byttet ut med boratomer med kontrollert tilsats, gjelder også for andre atomer i gruppe 3 eller lavere. Et eksempel på dette er gallium. Gallium har atomnummer 31 og som bor befinner det seg i gruppe 3 i den periodiske tabellen. De siste årene har gallium blitt en reell kandidat som materiale for p-doping av silisiumhalvledere. Mye av årsaken til dette skyldes at det ikke oppstår en oksygen indusert degenerering i gallium, og dermed kreves det ikke samme grad av forhåndsprosessering. Galliumdopet silisium kan dermed potensielt ha en høyere levetid enn bordopet silisium, noe som også betyr et høyere effektivitetspotensiale.

2.2.2 PN-overgang

Når en p-type og en n-type halvleder settes ved siden av hverandre vil de frie elektronene fra n-typen rekombineres med hullene fra p-typen. Dette fører til et overgangsfelt mellom n og p, hvor de frie elektronene fra det n-dopede materialet, vil diffundere og fylle hullene i det p-dopede materialet. Dette gjør at det dannes et område i midten som kalles for de-

plesjonslag eller romladningsområde. I dette området er det negativ ladning nær p-siden og positiv ladning nær n-siden. Grunnet ladingforskjellen oppstår det et elektrisk felt som gjør at ladingbærere beveger seg i motsatt retning fra konsentrasjonsgradienten som vist i figur 2.3. Når diffusjon og drift er i balanse etableres likevekt. Det dannes et overgangsområde som er fritt for ladingbærere, referert til som pn-overgang.



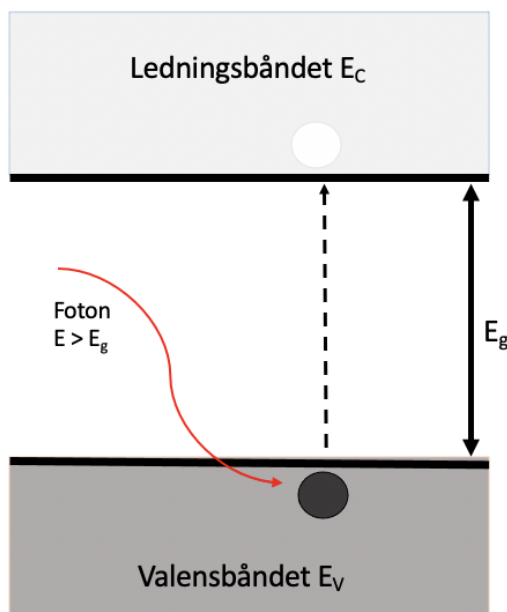
Figur 2.3 Illustrasjon av en pn-overgang. Inspirasjon hentet fra [12].

Bli cellen utsatt for belysning i form av et foton med energi lik eller høyere enn båndgapet, kan et kovalente bånd brytes og det vil danne et elektron-hull-par. Det elektriske feltet skiller disse elektronene og hullene. Ved å koble på en ekstern krets vil elektronene og hullene kunne rekombineres [15].

2.2.3 Båndgap

Systemene har veldefinerte og diskrete energinivåer, som er unike i sin energitilstand, kalt energibånd. Interaksjoner mellom elektroner i en krystallstruktur vil gi en liten endring i energinivået til hvert atom. På denne måten kan elektronene oppta forskjellige energinivåer som ligger nær hverandre. Dette skaper kontinuerlige bånd, i stedet for de opprinnelige diskrete båndene. Valenselektronene vil okkupere et energinivå i en energitilstand, og det er dette som kalles valensbånd. Får elektronene tilstrekkelig energi tilført av for eksempel et foton utenfra, kan de bli frie og bli eksitert til ledningsbåndet. Ledningsbåndet er det gyldige energinivået til frie elektroner. Det er ikke mulig for elektroner å oppta energinivåer mellom lednings og valensbåndet. Dette området i mellom de to båndene kalles båndgapet, og har en energi E_g tilsvarende det elektronet trenger for

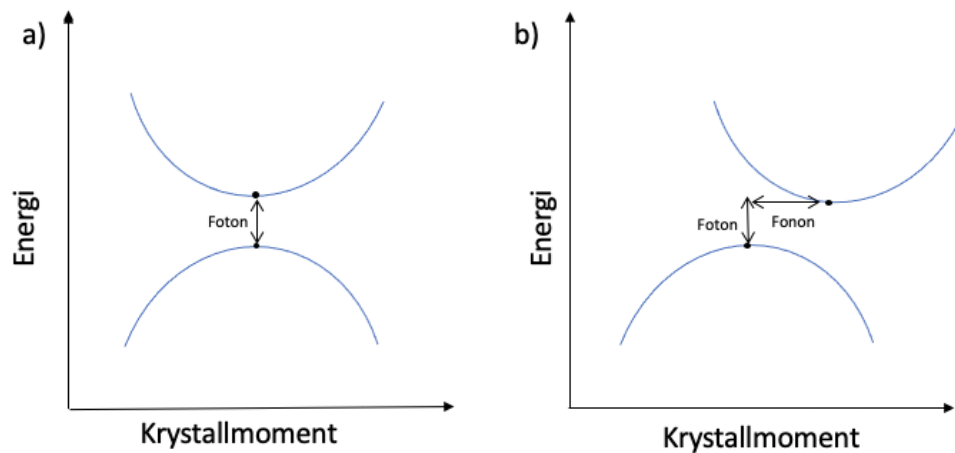
å bli eksitert, som vist i figur 2.4. Silisium har et båndgap på 1,12 eV, og det er denne energien som beskriver ledningsevning til halvledermaterialet.



Figur 2.4 Når krystallinsk silisium blir utsatt for et foton med energi E høyere enn båndgapenergien E_g vil elektronet eksiteres fra valensbåndet til ledningsbåndet. Figuren er inspirert av [12].

Direkte og indirekte båndgap

Det finnes to versjoner av båndgapet til halvledere. Den første typen er direkte båndgap, her ligger toppen av valensbåndet direkte under bunnen av ledningsbåndet på krystallmomentaksen som vist i figur 2.5a. Krystallmomentet er veldefinerte, diskrete momentnivåer i krystallgitteret. Dermed har energibåndene det samme momentet og elektronet trenger kun energi for å eksitere. Fotonet som kommer inn eksiterer elektronet direkte. Den andre typen båndgap en halvleder kan ha er indirekte båndgap. Her er stedet med den minste energiforskjellen mellom valensbåndet og ledningsbåndet forskjøvet i forhold til hverandre. Toppen av valensbåndet er forskjøvet fra toppen av ledningsbåndet i krystallmomentaksen som vist i figur 2.5b. For å eksitere fra valens- til ledningsbåndet med minst mulig energi må elektronet både få energi og moment. Det vil si at elektronet må i tillegg til fotonet som kommer inn, få tilført bevegelsesmengde i form av emisjon eller absorpsjon av et fonon, kalt gittervibrasjon. Fononet kan som fotonet sees på som en bølge eller en partikkel. Det er større sannsynlighet for eksitasjon for materialer med direkte båndgap enn de med indirekte båndgap. Dette skyldes at for direkte båndgap trengs det kun en partikkel, ett foton, i motsetning til indirekte hvor to partikler må interagere, ett foton og ett fonon. Derfor har disse materialene høyere absorpsjonskoeffisient.



Figur 2.5 Viser a) direkte båndgap og b) indirekte båndgap. Figuren er inspirert av [12].

2.3 Rekombinasjonsmekanismer

En solcelle vil ikke kunne gjøre om all solstrålingen til elektrisk energi. Det er flere årsaker til dette. Det er tap knyttet til lekkasjestrømmen over kretsen. Det er også tap tilknyttet til at solcellen ikke kan bruke den ekstra energien til fotoner som har høyere energi enn båndgapet og at solcellen ikke er i stand til å konvertere energien til fotoner med lavere energi enn båndgapet. Rekombinering er det motsatte av generering, og er en viktig tapsmekanisme i solceller. Generering beskriver situasjonen når elektroner får tilført energi og eksiteres fra valensbåndet til ledningsbåndet, dermed blir det to frie ledningsbærere. Rekombinering er prosessen hvor elektronet i ledningsbåndet frigjør energi og faller tilbake i energitilstanden til hullet i valensbåndet. I enkle silisiumsolceller kan ikke rekombinasjon forhindres og det reduserer effektiviteten til solcellene.

Et viktig begrep når det er snakk om rekombinasjon er minoritetladningsbærerens levetid. Effektiviteten er avhengig av denne levetiden, det blir høyere effektivitet med økt levetid. Årsaken til at det er disse som er begrensende for ledning av strøm når cellen blir belyst. Levetiden må være så lang at det eksiterte elektronet rekker å bli frigjort opp og ledet ut i den elektriske kretsen. Likning 2.1 [16] viser tydelig hvordan spenningen til kretsen V_{OC} påvirkes av levetiden til minoritetladningsbærerene τ .

$$V_{OC} = k + \frac{K_B T}{2q} \ln \tau \quad (2.1)$$

Her er k en konstant, K_B er Boltzmanns konstant, q er den elektriske ladningen og T er solcellen sin temperatur.

Den inverse til den effektive levetiden til minoritetsladningsbærerne gis av likning 2.2, som summen av den inverse av levetiden relatert til hver rekombinasjonsmekanisme.

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_1} + \frac{1}{\tau_2} + \dots + \frac{1}{\tau_n} \quad (2.2)$$

Hvor $\tau_1, \tau_2, \dots, \tau_n$ er minoritetsladningsbæreren knyttet til en bestemt rekombinasjonsmekanisme. τ_{eff} er den totale levetiden til minoritetsladningsbærerne, som kan relateres til rekombinasjonsmekanismene i en solcelle. Minoritetsbæreren levetid er omvendt proporsjonal med total rekombinasjonsrate. Det kan i hovedsak deles inn i fire forskjellige rekombinasjonsmekanismer, Direkte rekombinasjon, Shockley-Read-Hall (SHR) rekombinasjon, Auger rekombinasjon og Overflaterekombinasjon. Alle disse er illustrert i figur 2.6. Dersom flere mekanismer er tilstede samtidig vil de ha hver sin rekombinasjonsrate, og den totale rekombinasjonsraten er summen av disse.

2.3.1 Direkte rekombinasjon

Direkte rekombinasjon oppstår hovedsaklig i halvledere med direkte båndgap, dette skyldes at elektronene kan rekombinere med kun slipp av et foton, og ikke endring i bevegelsesmengde. Et elektron fra ledningsbåndet kombineres med et hull i valensbåndet og frigjør et foton. Dette fører til at elektronene også kan bli deeksitert fra ledningsbåndet til valensbåndet [17], som vist i figur 2.6a. Minoritetladningsbæreren sin levetid under direkte rekombinasjon er gitt ved likning 2.3

$$\tau_{Dir} = \frac{1}{\beta p, n_0} \quad (2.3)$$

hvor β er proporsjonalitetsfaktoren til direkte rekombinasjon gitt konsentrasjonen til hull og elektroner og p, n_0 er elektron/hull konsentrasjonen ved termisk likevekt i halvlederen under lavnivåinjeksjon.

2.3.2 Shockley-Read-Hall rekombinasjon

Shockley-Read-Hall (SRH) rekombinasjon som vist i figur 2.6b, skjer grunnet feil i krys- tallgitteret eller urenheter. Dette fører til lovlige energitilstander i båndgapet, kalt feller. Et eksitert elektron kan da rekombinere via en slik felle. Denne to-steps rekombinasjonen er raskere enn en-steps prosessen der elektronet går direkte fra lednings- til valensbåndet. Med raskere menes det at prosessen har høyere sannsynlighet. Energien som frigjøres når elektronet går fra ledningbåndet til fellen, og/ eller fellen til valensbåndet kan enten være i form av et foton eller termisk energi [17]. Det er disse fotonene som er defektrelatert luminiscens, som er det som blir sett på det hyperspektrale kameraet. Ulike defekter vil ha spesifikke ulike energinivåer tilhørende disse fotonene. På denne måten kan det bli bestemt hvilken type defekt det er. SRH er den vanligste rekombinasjonprosessen i halvleder under de fleste driftsforhold. Levetiden til minoritetsladningsbærere i SRH rekombinasjon er gitt ved likning 2.4

$$\tau_{SRH} = \frac{1}{c_{p,n}N_T} \quad (2.4)$$

hvor $c_{p,n}$ er elektron/ hull fangstkoeffisienten og N_T er felletettheten. Levetiden til minoritetsladningsbærere til SRH rekombinasjon er dermed proporsjonal med felletettheten, og det er dermed viktig å holde denne lav i en halvleder.

2.3.3 Auger rekombinasjon

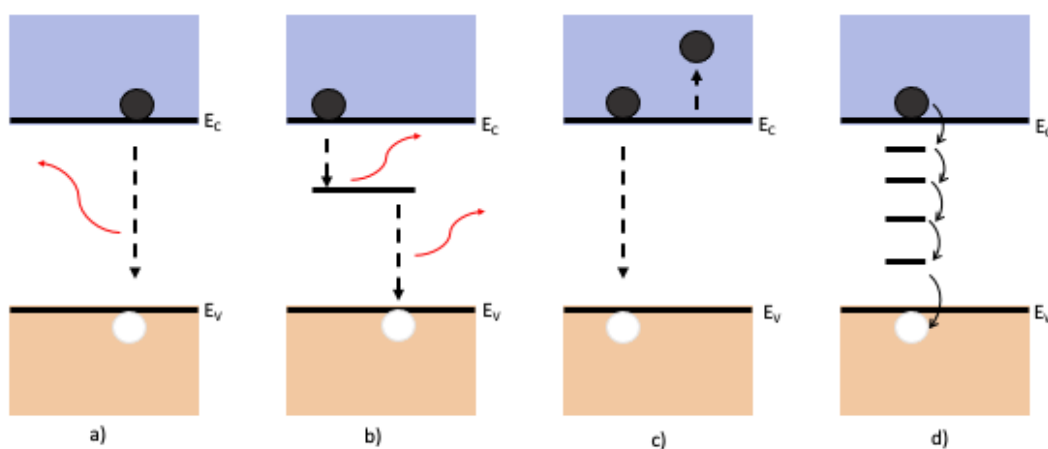
Auger rekombinasjon inneholder tre partikler, i motsetning til direkte og SRH rekombinasjon som inneholder to. Auger rekombinasjon kan skje på to ulike måter. Den ene er ved at et hull i valensbåndet og et elektron i ledningsbåndet rekombineres, etter at bevegelsesmengde og/eller energi av rekombinasjonen har blitt overført til et annet hull i valensbåndet som eksisteres til en høyere energitilstand. Den andre måten er ved at et elektron i ledningsbåndet rekombineres med et hull i valensbåndet etter at det har gitt bevegelsesmengde og/eller til et annet elektron i ledningsbåndet, som vist i figur 2.6. Auger rekombinasjon er avhengig av tettheten til ledningsbærere og er dermed viktigst i materialer ved tung doping eller høy bestråling [17]. Levetiden til minoritetsladningsbærere ved Auger rekombinasjon er gitt ved likning 2.5

$$\tau_{Auger} = \frac{1}{(C_n + C_p)\delta n^2} \quad (2.5)$$

hvor $n - n_0 = p - p_0$ er ledningstetthetene til majoritetsladningsbæreren og C_n og C_p er proporsjonalitetskonstantene, som er avhengig av temperaturen.

2.3.4 Overflaterekombinasjon

Annerledes fra de tre rekombinasjonsmetodene som er diskutert ovenfor hvor rekombinasjonen skjer på innsiden av bulken, foregår det også en rekombinasjon på overflaten av materialet. Atomene på overflaten har elektroner som ikke kan binde seg til andre atomer og vil føre til avbrytninger i krystallgitteret. Disse avbruddene i krystallgitteret resulterer i såkalte dinglende bindinger på overflaten av halvlederen, som er opphavet til rekombinasjoner på overflaten. Disse bindingene skaper mange overflatefeller i båndgapet. Feilene induserer SRH rekombinasjon ved at urenheter på gitteret på overflaten skaper feller i båndgapet som vist i figur 2.6d. Rekombinasjoner som skjer på overflaten er også viktig å ta hensyn til, og det er derfor nødvendig å håndtere overflaten riktig for at dette ikke skal få stor effekt på cellens ytelse. Hvis ikke overflatepassivering blir brukt vil levetiden bli veldig svekket og denne vil dominere over de andre rekombinasjonsmekanismene.



Figur 2.6 Illustrasjon av de fire ulike rekombinasjonsmekanismene a) Direkte rekombinasjon, b) Shockley-Read-Hall rekombinasjon, c) Auger rekombinasjon og d) Overflaterekombinasjon. E_C er energien på bunnen av ledningsbåndet og E_V energien på toppen av valensbåndet. Inspirasjon hentet fra [12].

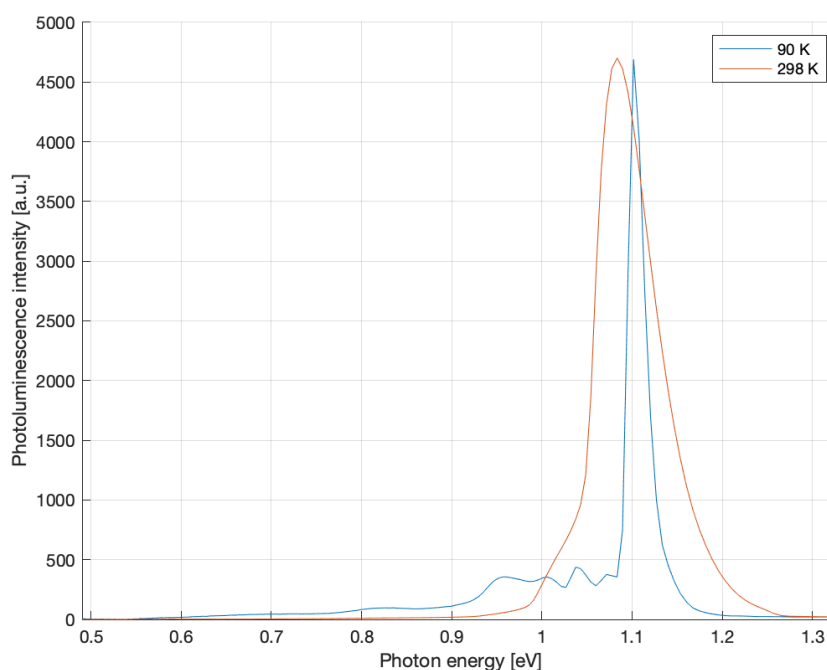
2.4 Fotoluminescens

Ved belysning av halvledere vil elektroner eksisteres så langt fram i energien til fotonene er høyere enn energien til båndgapet. I forsøket gjort i tilknytning til denne oppgaven blir det brukt en laser som eksitasjonskilde. Laseren sender ut fotoner som har høyere energi enn energien til båndgapet [15]. Strålingen som kommer fra fotoner som blir sendt ut

når de eksiterte elektronene rekombinerer kalles for fotoluminescens (PL).

2.4.1 Bånd-til-bånd fotoluminescens

Bånd-til-bånd (BB) fotoluminescens er PL relatert til båndgapet til silisium. For intrinsikk krystallinsk silisium varierer båndgapet med temperatur, fra 1,17 eV ved 0 K til 1,12 eV ved 300 K. Doped silisium har ved 90 K et PL signal relatert til båndgapet til silisium på 1,10 eV. Ved høyere temperaturer har dette signalet litt lavere fotonenergi. Ved 300 K har det en fotonenergi på 1,05 eV, som vises i figur 2.7. Det kan vises at nedgangen til båndgapet er lineært til romtemperaturen, men når temperaturen er lavere enn 200 K er nedgangen mindre [15]. Dette kan forklares av to ulike effekter. Den ene effekten er tilgjengeligheten av fononer. Når temperaturen er høyere er det flere fononer tilgjengelig, de vil overføre bevegelsesmengde og energi til elektronene. Den andre effekten er termisk ekspansjon. Denne effekten fører til at krystallgitteret utvider seg, og dermed endres energien til elektronene som følge av at lengden på bindingene økes med endring i temperatur [18].



Figur 2.7 Spekteret til den bordopede prøven laget for å illustrere forskjellen i PL signalet relatert til båndgapet ved ulike temperaturer.

2.4.2 Defektrelatert luminescens

Defektrelatert luminescens (DRL) er referert til som fotonemisjon fra rekombinasjon gjennom energinivåene i båndgapet, SRH rekombinasjon [15]. Disse signalene indikerer områder med flere defekter/urenheter. I 1976 ble fire DRL signaler relatert til dislokasjo-

ner beskrevet av Drozdov et al. (1976) [19]. Dette er referert til som D-linjer. De fire signalene eller D-linjene fikk navnene D1, D2, D3 og D4 og har respektive energinivåer presentert i tabell 2.1. Flere har, siden D-linjene ble beskrevet for første gang, forsket på årsaken til de defektrelaterte luminescensene [20–22]. Det er blitt rapportert av flere, blant annet av Sekiguchi og Sumino (1996) [23] at D1 og D2 er knyttet sammen og oppstår av samme årsak, og det samme med D3 og D4 [24]. I senere tid har også andre DRL signaler blitt undersøkt og rapportert. Det er i energinivået 0,68-0,78 eV funnet flere signaler [15], Pizzini et al. (2000) [25] rapporterte signalet som fikk navnet D5. Det er senere også vist et signal D07, og at det er en effekt i samme område som D3 kalt VID3 (very intense D3), bare denne defekten er i punkter, mens det vanlige D3 er i områder hvor det også er D4. Energinivåene er presentert i tabell 2.1 [20]. Ved lavere temperaturer vil DRL signalet bli sterkere, dette skyldes mer SRH rekombinasjon som følge av lavere fononaktivitet [26].

Tabell 2.1 De defektrelaterte signalene som er funnet med deres tilhørende energinivå.

Signal	D1	D2	D3	D4	D5	D07	VID3
Energinivå [eV]	0,812	0,875	0,934	1,000	0,826	0,696	0,934

2.5 Defekter

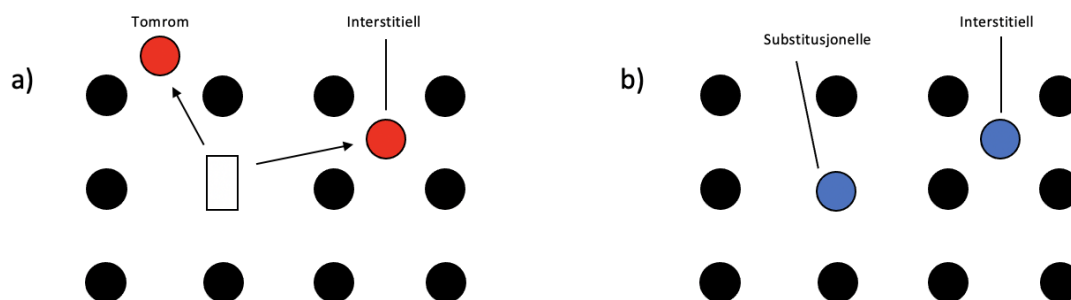
Defekter er områder i krystallgitteret hvor strukturen ikke er perfekt. I virkeligheten har alle silisiumkrystaller defekter. Det finnes flere ulike typer defekter, som punktdefekter, overflatedefekter, linjedefekter, urenheter og dislokasjoner [18]. De ulike typene defekter kan deles inn i grupper ut fra dimensjonene de har fra 0-dimensjonale til 3-dimensjonale [15].

2.5.1 Punktdefekter

Den første typen er urenheter, disse er 0-dimensjonale defekter som karakteriseres med enkle punktdefekter i krystallgitteret. I alle halvledere med temperatur over absolutt nullpunkt er det intrinsiske punktdefekter. Ved termisk eksitasjon kan et silisiumatom bryte fra bindingene, og etterlate et tomrom. Det vil atomet enten diffundere rundt i krystallet mellom bindingene eller diffundere til overflaten av krystallstrukturen [27]. Førstnevnte er en interstitiell defekt og sistnevnte en effekt som etterlater tomrom, begge er vist i figur 2.8a.

Det kan også oppstå ekstrinsiske punktdefekter i form av urenheter i krystallstrukturen. Enkle atomer av andre elementer tar form i strukturen på samme måte som silisiumatomer tar form i intrinsiske halvledere. Det er omtrent det samme som skjer

under doping av silisium, men det er ikke kontrollert tilførsel og derav er det urenheter. Forurensningene som tar plass i krystallstrukturen kalles substitusjonelle urenheter, og de som tar plass mellom bindingene kalles interstitielle [27]. Begge typer ekstrinsiske urenheter er illustrert i figur 2.8b.



Figur 2.8 Illustrasjonen viser punktdefekter av typen a) intrinsiske og b) ekstrinsiske.

2.5.2 Dislokasjoner

Dislokasjoner er den andre typen defekter, som da er 1-dimensjonale linjedefekter. Dette er strukturdefekter, som vil si til forskjell fra punktdefekter hvor feilen involverer enkeltatomer, kan hele strukturen være forstyrret i dislokasjoner [27]. For multikrystallinsk silisium er dislokasjoner hovedtypen av defekter som oppstår i krystallene. Dislokasjoner kan deles i to typer, kant og skruet. Kantdislokasjoner er når det er en ekstra eller en for lite rad med atomer i krystallet. Skruedislokasjoner er når et atomlag er forskjøvet i forhold til krystallstrukturen. I virkelighetens krystaller er mesteparten av dislokasjonen en blanding av kant- og skruedefekter [28].

2.5.3 Overflatedefekter

Overflatedefekter, korngrenser og tvillingdefekter er de relevante 2-dimensjonale defekter som oppstår i grensesnittene. Overflatedefekter kommer av at atomene på overflaten ikke har fylt opp alle sine bindinger. Disse bindingene gir opphav til en overflateenergi, som materialene ikke ønsker. Derfor prøver materialene å minske overflaten. Korngrenser kommer av at grensene som separerer to korn eller krystaller har ulik krystallstruktur eller krystallografisk orientering. Tvillinggrenser er en spesiell type korngrænse, hvor atomet på den ene siden av grensen er plassert som et speilbilde av atomet på andre siden av grensen [28].

2.6 Lys- og økt temperaturforårsaket degradering

Når dopet silisium blir utsatt for belysning eller ladningsbærerinjeksjon skjer en degenerering av minoritetsladningsbærerene sin levetid. Det ble av Rampspeck et. al (2012) bevist at degenereringen i mc-Si og cast-mono ikke kan forklares av Bor-Oksygen (BO) LID effekten. En kjent effekt som utløses kun av belysning alene og ikke i kombinasjon av høy temperatur. De beviste også at degenereringen ikke kan forklares av dissosiasjoner av FeB par [29]. Dermed var ikke den lysforårsakede degenerering (Light Induced Degradation, LID) dekkende nok for å beskrive degenereringen som oppstår i dopede celler.

Kersten et. al (2015) innførte for temperaturer over 50 °C begrepet Lys- og økt temperaturforårsaket degradering (Light and Elevated Temperature Induced Degradation, LeTID), som er mer presist enn det tidligere brukte LID [9]. LeTID kan føre til store tap i effektiviteten til en opererende solcelle, noe som er vist både på moduler utendørs og i laboratorier. Fra Kersten et al (2015) [9] ble det vist at effekten kan gi energitap på opp til 10 %, og i senere forsøk er det vist energitap helt opp til 20 % [30]. Når prosessen med lys og økt temperatur fortsetter vil cellene regenerere, og over tid vil modulene være som før prosessen startet. Dette kan ta lang tid, og i mange tilfeller vil ikke modulens ytelse regenereres i løpet av modulens levetid.

2.6.1 Aktivering av LeTID mekanismen

For å aktivere LeTID mekanismen blir solcellene utsatt for sterk innstråling og høy temperatur, typisk 1 sol og 100°C. Da vil man se en rask degenerering av cellene, før de bruker lengre tid på å regenerere. Tiden dette tar er veldig avhengig av temperaturen og styrken på solen, og dermed under normale forhold ute kan det ta år før cellene er regenererte [9].

2.6.2 Årsak til LeTID

Hvordan effekten oppstår er forsket mye på siden den først ble oppdaget, men det er ikke blitt bevist hva den oppstår fra. De siste årene er det blitt vist fra flere artikler at LeTID effekten har en klar sammenheng med bulkhydrogen [31, 32]. Jensen et. al (2018) gjorde et forsøk som viste at for at degenerering skal oppstå er det påkrevd med hydrogen. De foreslo at degenereringen oppstår fra to faktorer, hydrogen og defekter som kan modifiseres under høy temperatur [33]. Chen et al. (2020) presenterte en artikkel som foreslo at LeTID mekanismen kan forklares av migrering av hydrogenatomer som integrerer med dopeatomene [34].

Flere peker også på urenheter eller tykkelse på passiveringslaget som årsak for degenerering

ringen [35–37]. Schmidt et. al peker (2004) på urenheter i metall som en mulig årsak [38]. I bordopet silisium er plassering i ingot blitt nevnt som årsak til LeTID mekanismen. Søndena et al. (2019) presenterte en artikkel som viste at konsentrasjonen av LeTID varierte med waferenes høyde i ingoten [39]. Det ble derimot funnet av Sheoran et al. (2006) at galliumdopede celler var stabile under belysning uavhengig av plassering i ingot [40]. For FZ-Si og mc-Si fant Bredemeier et. al (2018) fra forsøk ut at det ikke er tydelig LeTID i mc-Si wafere tynnere enn 120 μm [41].

2.6.3 Redusere LeTID

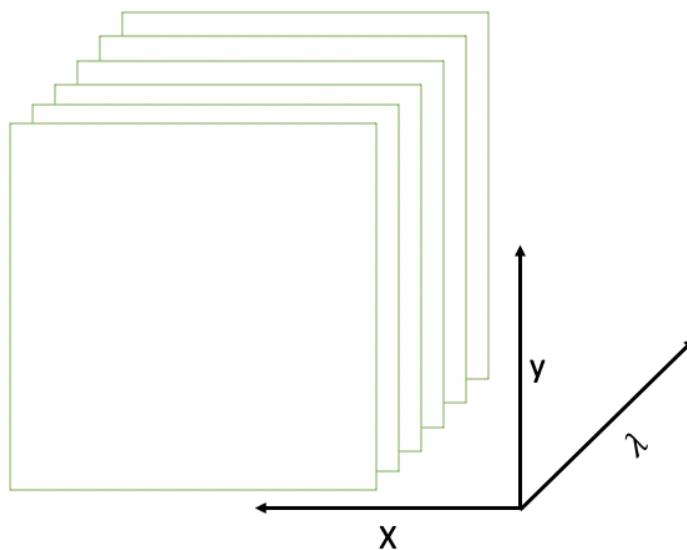
Siden LeTID mekanismen ble oppdaget er det foreslått mange strategier for å redusere den. Eksempler på dette er endring i firing prosessen, prosessering med høy temperatur for å kontrollere utformingen av defekter og et pre-prosesseringsteg med lav temperatur i mørket [42–45]. Produsentene jobber stadig for å begrense LeTID i sine produkter, og noen har til og med laget wafere som skal være frie for LeTID [46].

2.7 Hyperspektral avbildning

For å studere LeTID-effektene i denne oppgaven ble det tatt i bruk hyperspektral avbildning.

Et vanlig digitalkamera tar bilde ut fra de primærfargene øyet kan se rød, grønn og blå, og tildeler en av disse til hver piksel. Her har bildene to romlige dimensjoner, samt en fargedimensjon. Denne fargedimensjonen består av primærfargene. Et hyperspektral kamera vil derimot se og analysere et bredt spekter lys for hver piksel. Bølgelengden som treffer hver piksel blir delt i flere ulike spektralbånd for å få mer informasjon om hva som blir fotografert. Fargedimensjonen fra digitalkameraet er erstattet med en spektral dimensjon som består av ulike bølgelengder [47].

For hver romlig piksel lagrer det hyperspektrale kameraet et spekter. I hver av disse pikslene er det spektral informasjon. Denne informasjonen blir lagret som verdier i tre dimensjoner i et to-dimensjonalt bilde. Derfor kan et hyperspektralt bilde også kalles for en hyperkube. Dette er fordi de kan representeres som tredimensjonale matriser som vist i figur 2.9. Den består av to romlige dimensjoner x og y , og en spektral dimensjon λ [48].



Figur 2.9 Illustrasjon av en hyperkube med de tre dimensjonene det hyperspektrale bildet representeres av.

Hyperspektral avbildning har de siste 10 årene blitt mer populært. I flere situasjoner er muligheten til å skille objekter fra hverandre som vanlige kameraer ikke klarer, essensielt. Hyperspektral avbildning har en rekke bruksområder, eksempelvis i astronomi, molekylærbiologi, geologi, og landbruk. Teknologien har utviklet seg fra store kameraer som kun kunne brukes i laboratorier, til bærbare kompakte kameraer ombord i fly, satellitter og små bærbare enheter [49].

3. Metode

Dette kapittelet er i hovedsak delt i 3 deler. Den første er prøvene som blir brukt, prosesseringen av dem og behandlingen de får i forsøket. Den andre er en beskrivelse av utstyret og kalibreringen av det, sammen med gjennomføringen av forsøket. Den tredje delen er dataanalysen som ble gjort i etterkant av forsøket. Forsøket ble gjennomført to ganger, med samme type prøver.

3.1 Prøver

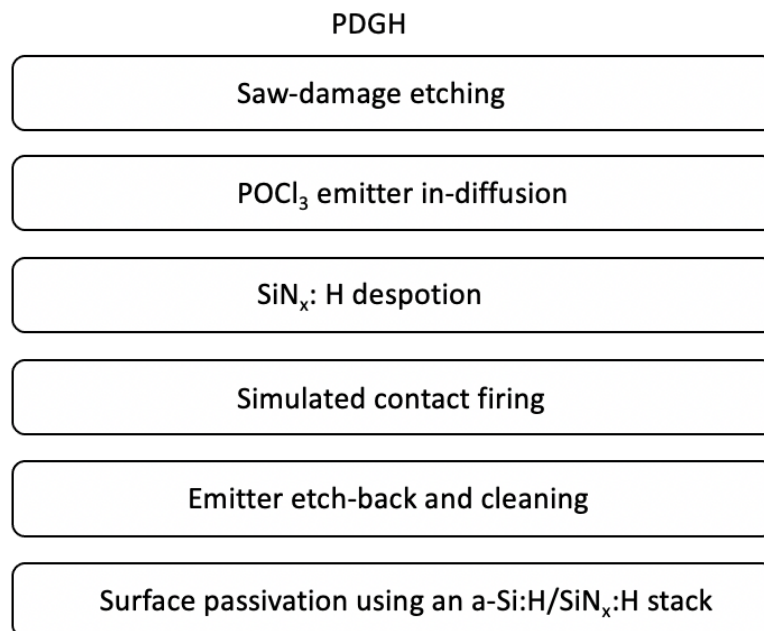
Waferene som blir studert i denne oppgaven er kommersielt tilgjengelige p-type høytytelses mc-Si waferer. De er kuttet og prosessert av Rune Søndena hos institutt for energiteknikk (IFE). I hvert av forsøkene blir det brukt en wafer dopet kun med bor og en wafer dopet kun med gallium. Størrelsen på prøvene var på $50 \times 50 \text{ mm}^2$, kuttet fra den originale waferen på $156 \times 156 \text{ mm}^2$. Den galliumdopede waferen hadde en tykkelse på $185 \mu\text{m}$ og en resistivitet på $1,7 \Omega \text{ cm}$. Den bordopede waferen hadde en tykkelse på $188 \mu\text{m}$ og en resistivitet på $1,3 \Omega \text{ cm}$. Prøvene brukt i det første forsøket er avbildet i figur 3.1. Det er brukt samme typer prøver i begge forsøkene.



Figur 3.1 RGB bilder av waferne som ble brukt i det første forsøket. Tatt med en kopimaskin.

3.1.1 Pre-Prosessering

Det er gjort en rekke pre-prosesseringssteg på prøvene brukt i forsøket gjort i forbindelse med denne studien. Prøvene er navngitt PDGH (Phosphorus Diffusion Gettered and Hydrogen bulk passivated), og har gått gjennom pre-prosesseringsteg som vist i figur 3.2. Det første steget var *Saw – damage; etching* som vil si at de har blitt etset i en HNA løsning ($HF : HNO_3 : CH_3COOH$) for å rense waferene og ta bort skader på overflaten. Omtrent $9 \mu m$ ble etset av i dette steget. Videre blir begge sider diffundert med fosfor ved bruk av fosforylklorid ($POCl_3$) for å danne en emitter. Det tredje steget var avsetning av et antirefleksbelegg, ARC av et hydrogenrikt SiN_x på begge sider av waferene. Dette ble gjort direkte på waferene gjennom en plasmaforbedret kjemisk dampavsetning (PECVD). Dette ble etterfulgt av en simulert firing prosess for å tilsette hydrogenet, med en toppetemperatur på ca. $725 \text{ }^\circ C$ i en belteovn. Deretter ble SiN_x laget og emitterlaget etset bort i en ny HNA løsning. Til slutt ble waferene rensed i en Piranha løsning ($H_2O_2 : H_2SO_3$) og overflatepassivert med en $a - Si : H/SiN_x$ stabel ved bruk av PECVD. De bordopede prøvene ble så lagt ved en temperatur på $200 \text{ }^\circ C$ i mørket for 20 minutter for å reversere BO-LID degenerering [50]. Prøvene ble direkte etter pre-prosesseringen lagt i et mørkt rom for å hindre endringer i levetiden som følge av lys fra laboratorium.



Figur 3.2 Skjematisk presentasjon av pre-prosesseringstegene gjort på prøvene.

3.1.2 Prosessering

For å se på lys- og temperaturforårsaket degradering er det to behandlingsprosesser prøvene må gjennom. Den første prosessen er lightsoaking, for å aktivere bor-oksygen degenerering. Her ble prøvene lagt under svak solintensitet i romtemperatur over en tre døgns periode. Den andre prosessen er den lys- og temperaturforårsakede degenereringen, hvor prøvene ble utsatt for sterk solintensitet og høy temperatur over en lengre periode. Det ble underveis tatt hyperspektrale bilder for å se på utviklingen av PL signalet.

Prøvene lå først til lightsoaking i henholdsvis 64 timer for det første forsøket og 68 timer for det andre forsøket. Her ble prøvene lagt i romtemperatur og bestrålt med et 1,5AM spektrum med styrke på 0,16 soler for å aktivere bor-oksygen degenerering i prøvene dopet med bor [13]. Det var ønskelig med en så lav solintensitet som mulig, og 0,16 soler var den laveste mulige innstillingen for solsimulatoren brukt til dette forsøket. Der er forventet at signalet til de gallium dopedede prøvene vil forbli tilnærmet det samme under denne prosessen, mens bor-oksygen vil gjøre at prøven dopet med bor vil degenerere en viss grad. For å se hvordan degenereringen utvikler seg over tid ble prosessen avbrutt for bildetaking. I det første forsøket ble det tatt 4 bilder underveis, etter 0h, 14 h, 41 h og 64,5 h. I det andre forsøket var det ønskelig å se mer av utviklingen underveis, spesielt i starten og prosessen ble derfor avbrutt for bildetaking 17 ganger. Etter 0 min, 10 min, 20 min, 30 min, 60 min, 90 min, 150 min, 210 min, 300 min, 520 min, 1330 min, 1630 min, 2000 min, 2800 min, 3220 min, 3900 min og 4080 min.

Deretter ble prøvene lagt under sterk solintensitet og høy temperatur for aktivering av LeTID. Valg av temperatur og solintensitet ble nøye vurdert fra ulike kilder. Solintensitet ble valgt til en bestråling med et 1,5 AM spektrum med styrke på 1 sol, tilsvarende en innstråling på 1000 W/m^2 etter forsøk utført av Mehl et. al [51] med samme utstyr som blir brukt i denne oppgaven. Valg av temperatur var ikke like enkelt. I lignende forsøk gjort av andre tidligere er det brukt temperaturer i et bredt spekter. Mehl et al. (2019) brukte mellom 75 og 115 °C under undersøkelser av endringen i PL spekteret med hensyn til LeTID [51]. Fritz et al. (2017) testet i sine forsøk mc-Si dopet med bor eller gallium med en bestråling på 0,9 soler og temperaturer mellom 75 og 250°C. Forsøket viste at med en temperatur på 75 °C tok degenerering og regenereringsprosessen opp til en måned. Det ble også observert at regenereringskinetikken kunne endres ved temperaturer høyere enn 150 °C [52]. Det ble vist av Luka et al. (2018) at ved temperaturer høyere enn 130 °C oppsto det en degenerering som stemmer overens med LeTID ved at prøvene blir utsatt for høy temperatur i mørket uten injeksjon av ladningsbærere. Imidlertid viste dette forsøket at behandlingen uten innstråling ikke resulterte i LeTID stabile celler [53]. Ved høyere temperaturer går degenerering og regenerering prosessen raskere, men samtidig

blir ikke prøven like mye degenerert [30]. I dette forsøket var det viktig å finne ut så presist som mulig når prøvene var degenererte. Det ble derfor konkludert med at en temperatur på 130 °C var optimalt.

Det ble brukt en varmeplate, som prøvene ble lagt direkte på mellom målingene. Temperaturen ble kontrollert underveis, og i løpet av forsøket varierte den mellom 123 og 128 °C. Solen kom fra en solsimulator fra ABET technologies. Denne har en intensitet som tilsvarer $1000W/m^2$ og en air mass på 1,5. Siden solen fra solsimulatoren lyste på en metallplate, var intensiteten ujevn over varmeplaten. Det ble derfor funnet et område hvor intensiteten var tilnærmet lik en sol, og prøvene ble lagt på dette område mellom bildetakingen.

3.2 Hyperspektral avbildning

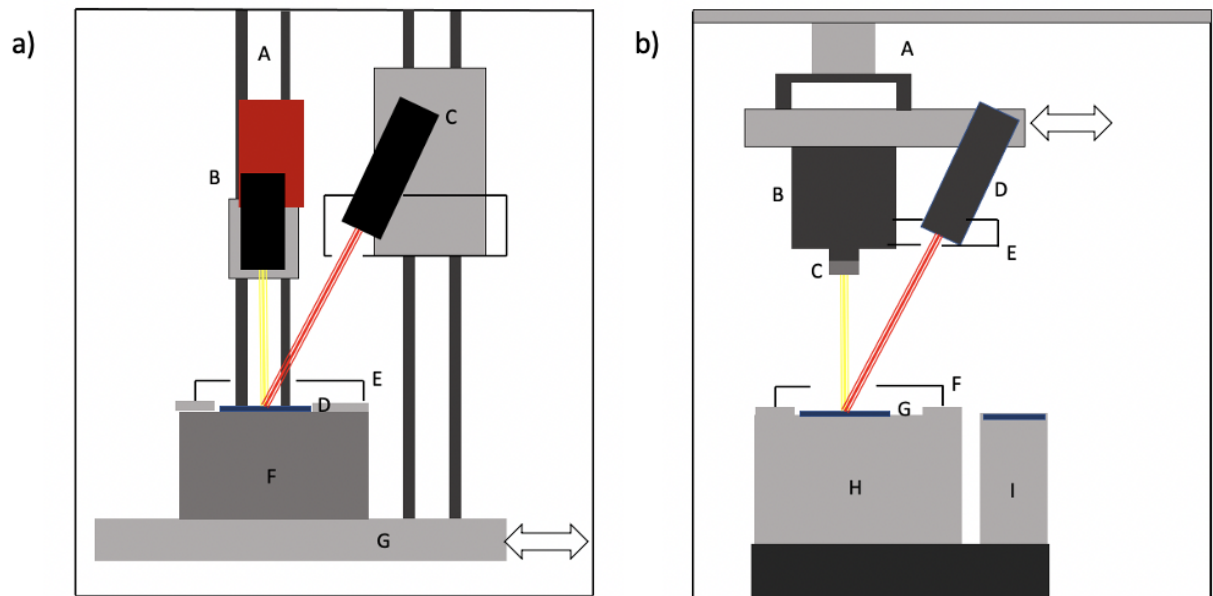
3.2.1 Oppsett

I det første forsøket ble Hypspx SWIR-384 brukt. Dette er et hyperspektralt kamera utviklet av NEO (Norsk elektro optikk AS) for bruk til feltarbeid, laboratorium og luftfart. Kameraet bruker en kvikksølv-kadmium-tellurid (MCT) detektor med sensitivitet i bølgelengdene nær infrarød (NIR) og kortbølget infrarødt (SWIR), fra 930 nm til 2500 nm. Dette tilsvarer energi fra 1,333 eV og ned til 0,4959 eV. Kameraet har en romlig oppløsning x på 384 piksler, og en spektral oppløsning λ på 288 bølgelengder med et 16 bits signal [54]. Hyperkuben blir dannet når kameraet beveger seg over prøvene, for da kombineres linjene for en romlig oppløsning y . Oppsettet bestod av et bevegende steg som prøveholderen sto oppå. Over prøveholderen ble det kuttet til en pappboks for å begrense luftstrømmen og dermed hindre at det skulle komme tåke på prøvene under bildetakingen. Det hyperspektrale kameraet og laseren var montert fast. Oppsettet er illustrert i figur 3.3a

I det andre forsøket ble et hyperspektralt linjeskann kamera fra Specim (Spectral Imaging Ltd.) fra Oulu, Finland brukt. Kameraet bruker også en MCT detektor som er sensitiv til lys i bølgelengdene nær infrarød (NIR) og kortbølget infrarødt (SWIR), fra 929,11 nm til 2531,70 nm. Dette tilsvarer energi fra 1,334 eV ned til 0,4899 eV. Kameraet har en romlig oppløsning x på 320 piksler, og en spektral oppløsning λ på 256 bølgelengder med et 14 bits signal.

I motsetning til i det første forsøket hvor det var et steg med prøveholderen som beveget seg, er det i det andre forsøket kameraet og laseren som er festet til et bevegende steg. Det var også en plate bygget opp til eksakt samme høyde som prøveholderen for å ta bilder i romtemperatur. Under bildetakingen var prøvene og laseren delvis dekket for å begrense

luftstrømmen og dermed hindre mengden tåke under bildetakingen. På kameralinsen var det festet et longpass filter. Filteret blokkerer stråling med bølglengder kortere enn 1000 nm. Dette forhindrer at refleksjonen fra lyset fra laseren på 808 nm ikke skal gå inn i kameraet, for dette ville gitt et 2. ordens signal på 1616 nm. Hypsux kameraet har dette longpass filteret innebygd. Oppsettet er illustrert i figur 3.3b.



Figur 3.3 Fremstilling av oppsettet til begge kameraene brukt til å ta hyperspektrale bilder. Hypsux SWIR-384 er illustrert i a) hvor A) Opphenget kamera henger i, B) Kamera, C) Laser med feste, D) Prøven, E) Pappeske brukt til beskyttelse mot tåke, F) Prøveholderen, G) Steget som gjør det mulig for prøveholderen å bevege seg. Specim er illustert i b) hvor A) Bevegende steg, B) Kamera, C) Langpassfilter, D) Laser, E) Pappeske for å hindre tåke over laseren, F) Pappeske for å hindre tåke over prøvene, G) Prøvene, H) Prøveholderen, I) Prøveholderen for å ta bilde i romtemperatur. Pilene indikerer hvor utstyret flytter på seg.

3.2.2 Prøveholder

Prøveholderen som ble brukt er laget på NMBU. Det er en kryogenisk kjøler, laget i hovedsak av stål, men toppen hvor prøvene ligger er en polert aluminiumsflate, med kjøleribber ned i flytende nitrogen. Prøveholderen er isolert med en 5 cm tykk styrofoam under og på kantene. På toppen er det en separat isolerende styrofoamplate som er 2 cm tykk, og det er et lokk laget av samme materialet som gjør det mulig å fylle på nitrogen.

3.2.3 Laser

Laseren som ble brukt var den samme i begge forsøkene. Det var en linjelaser produsert av Coherent av typen Lasiris Magnum II. Intensiteten til laserstrålen kunne justeres, og var i forsøket stilt inn på en strålingseffekttetthet på 2 W/cm^2 . Laseren har en bølglengde på 808 nm, som tilsvarer en fotonenergi på 1,53 eV. Denne energien er høy nok til at fotonene kan eksitere elektroner fra valensbåndet til ledningsbåndet i en silisium halvleder, siden båndgapet til silisium er på 1,12 eV.

3.2.4 Kalibrering

Hypex SWIR-384

Hver av linsene på Hypex SWIR-384 kommer med en anvisning på avstanden det skal være mellom kamera og prøveholderen. Dette ble kvalitetsjekknet slik at oppløsningen var best mulig. Oppløsningen ble regnet ut til å være mellom 240 og 280 μm per piksel ved hjelp av likning 3.1 og skannefarten ble automatisk satt. Kameraet er utstyrt med en MCT-sensor som kjøles ned til 150 K, noe som gir lav bakgrunnstøy og høyt dynamisk område [54].

Specim

Kalibreringen av Specim sitt kamera foregikk i flere steg. Det første var å finne riktig høyde, hvor hele prøvene ble sett og hvor bilde ble skarpest mulig. Det ble også justert frem og tilbake til begge prøveholderen var helt rette i forhold til kameraet. Fra dette kunne oppløsningen r regnes ut med likning 3.1

$$r = \frac{N_{fingre}}{(N_{piksel})} \cdot d \quad (3.1)$$

hvor N_{fingre} er antall elektriske fingre mellom startpikselen n_1 og sluttpikselen n_2 , d et distansen mellom hver finger og $N_{piksel} = n_2 - n_1$. Ved bruk av en solcelle med kjent avstand d . Oppløsningen ble regnet ut til å være 165 μm per piksel. Kamera ble satt med en eksponeringstid på 2,5 ms for bildene tatt ved romtemperatur og 5 ms for bildene tatt ved 90 K. Bildefrekvensen ble satt til 25 Hz. Ved å gange oppløsningen med frekvensen ble skannefarten regnet ut til å være 4,13 mm/s. Valgte innstillinger ble satt i et program tilhørende kameraet. Det ble tatt et bilde av bakgrunnstøyen, slik at denne kunne lagres i en bakgrunnsmatrise og fjernes fra bildene før de ble analysert. Dette ble gjort før forsøket startet, og når bakgrunnsstøyen endret seg i løpet av forsøket.

Nedkjøling av prøvene

For å kunne se defektrelatert luminiscenser ble bildene tatt på en prøveholder som var nedkjølt til rundt 90 K. Prøveholderen ble kjølt ned ved hjelp av flytende nitrogen. Den er laget som en tank som fylles på med flytende nitrogen. Aluminiumsplaten er i direkte kontakt med den flytende nitrogenen ved kjøleribber som er nede i kammeret hvor nitrogenen befinner seg. Dette sammen med små dyser med nedkjølt nitrogen sigende ut kjøler prøvene ned. Disse hullene eller dysene har også funksjonen at de hindrer et frostlag å dannes på toppen av prøvene.

Den flytende nitrogen ble hentet fra en tank utenfor Bioteknologibygningen på Ås og lagret i to 20 L tanker på laboratoriet. Prøveholderen ble fylt med flytende nitrogen til temperaturen i den var ned mot 89 K. Videre måtte den fylles opp regelmessig for å holdes nedkjølt, og det ble lagt en isoporplate oppå den for å holde bedre på temperaturen. Før hvert bilde ble det fylt på nitrogen til samme punkt, slik at det var samme mengde flytende nitrogen i tanken ved hver bildetaking.

Når bildetakingen skulle gjennomføres ble isoporplaten fjernet, sammen med en solcelle som ble lagt på mellom bildetakingen for å minske forekomsten av rim. Den samme solcellen ble brukt til å skrape rim fra aluminiumsplaten, slik at prøvene skulle ligge helt rett og i samme høyde på hvert bilde. Dette var også viktig for at det skulle være optimal kontakt mellom prøvene og aluminiumsplaten slik at prøvene ble nedkjølt til rett temperatur. Likevel var utførelsen av dette vanskelig, ny rim ble dannet veldig fort og det var ikke mulig å fjerne all rim før prøvene ble lagt på, noe som var en stor usikkerhet gjennom hele forsøket. Et annet problem var at det samlet seg lett rim på prøvene, og froståke over dem.

3.2.5 Bildetaking

I det første forsøket ble det kun tatt bilder ved 90 K. Prøvene ble lagt på prøveholderen, og det ble tatt 3 bilder for å få et best mulig resultat. Hver bildetaking tok mellom 5 og 10 minutter.

I det andre forsøket var bildetakingen gjort i to deler. Prøvene ble først lagt på den avkjølte prøveholderen der det ble tatt bilder med temperatur på 90 K. Deretter ble prøvene flyttet over til den romtempererte prøveholderen og bildetakingen ble gjentatt. Det ble under begge bildetakingene tatt tre bilder, slik at medianen av tre bilder kan regnes ut for å eliminere mest mulig støy. Totalt tok denne prosessen ca. 15 minutter.

Det ble brukt en referanseprøve for å ta bort noe av usikkerheten fra feilkilder i forsøket.

Prøven og referanseprøven ble plassert etter hverandre, og tatt bilde av samtidig. Denne referanseprøven ble lagt bort mellom bildetakingen og skal dermed i teorien ha en konstant verdi gjennom hele forsøket. Under analysen ble de gallium- og bordopede prøvene prøvene justert for denne referanseverdien.

Når prøvene blir lagt ved høy temperatur og sterk sol skjer degenereringsprosessen fort, derfor var det essensielt og ta hyppige bilder i starten. I det første forsøket ble det totalt tatt 65 bilder. Det ble tatt bilde hvert 30 min de første 600 minuttene fra prøvene ble lagt under solstrålingen, totalt 20 bilder. Videre ble tatt bilde etter 800 min og 870 min før det ble tatt bilder hver halvtime fra det 1080 minutter til det 1260 minutter fra prøvene ble belyst, totalt 7 bilder, og igjen 4 bilder fra det 1140 minuttet til 1530 minuttet. Det ble så tatt bilde etter tid gitt i minutter fra prøvene ble lagt under solstrålingen: 1790, 1810, 2180, 2210, 2240, 2480, 2510, 2540, 2570, 2790, 2820, 2900, 2960, 2990, 3020, 3050, 3080, 3550, 3580, 3610, 3810, 3940, 3970, 4000, 4030, 4210, 4240, 4280, 4880, 4910 og 5240.

I det andre forsøket ble det tatt totalt 61 bilder. Fra det første forsøket kunne man se at det var nødvendig med hyppigere bilder i begynnelsen av degenereringen, for så litt sjeldnere under regenereringen. Det ble tatt bilde hvert femte minutt den første halvtimen, deretter tre bilder med 10 minutts mellomrom og 12 bilder med en halvtimes mellomrom til det var gått 420 minutter fra prøvene ble lagt under solstrålingen. Videre ble det tatt bilde etter gitt i minutter fra prøvene ble lagt under solstrålingen: 500, 740, 800, 1040, 1160, 1410, 1450, 1820, 1880, 1940, 2130, 2150, 2250, 2310, 2520, 2590, 2650, 2700, 3160, 3220, 3460, 3510, 3690, 3750, 3810, 3870, 3930, 4490, 4550, 4610, 4700, 4920, 4980, 5010, 5880, 7300, 8800, 10260 og 12020.

3.3 Dataanalyse

3.3.1 Prosessering

Bakgrunnstrøyen i det andre forsøket ble automatisk fjernet fra bildene ved hjelp av koden fjerne bakgrunnstøy i vedlegg B. Dette er inkludert i softwaren på Hypex kameraet, og blir gjort automatisk. Deretter ble det tatt medianen av de tre bildene tatt for hvert tidspunkt, som ble lagret som ett nytt bilde.

For å vite mest mulig nøyaktig når prøvene er fullstendig degenerert og regenerert blir intensiteten til BB signalet tatt ut og plottet i Matlab (MathWorks Inc., Natick, MA) underveis. Videre ble bildene fra før LID, etter LID, etter degenerering og etter regenerering analysert romlig og spektralt. DRL signalene ble videre analysert for før LID, etter LID, etter degenerering og etter regenerering. Alle kodene brukt er lagt med i vedlegg B.

3.3.2 MCR analyse

Multivariate Curve Resolution (MCR) analyse er en matematisk metode for å analysere prosessert data i flere felt. I denne oppgaven blir MCR analyse brukt for å trekke de defektrelaterte signalene ut av hyperkuben. MCR er en metode som på samme måte som Principal Component Analysis (PCA) og Independent Component Analysis (ICA) kan dele informasjon inn i rene komponenter i tilfeller der det er lite eller ingen forhåndsinformasjon tilgjengelig. MCR pålegger komponentprofilene å følge fysiske eller kjemiske meningsfulle begrensninger [55]. Av denne årsaken er det MCR som er den foretrukne metoden for denne analysen.

Algoritmen tar utgangspunkt i en matrise som gitt i formel 3.2

$$X = CS^T + E \quad (3.2)$$

hvor de målte dataene X blir dekomponert i matrisene C og S^T . Det vil si at S^T gir den romlige distribusjonen av signalene mens C gir de korresponderende spekterene. E er feilmatriksen hvor data som ikke passer i modellen havner [56].

I denne oppgaven blir det brukt en MCR analyse av Alternating least square (ALS) som er den vanligste og mest fleksible MCR algoritmen. Når nye data blir tilført gjør MCR-ALS en prediksjon av dataene som blir returnert i matrisene nevnt ovenfor [57]. MCR-ALS algoritmen brukt er inkludert i PLS-toolbox (Eigenvector Research, Inc., Wenatchee, WA). Denne algoritmen har blitt brukt av flere til å analysere hyperspektrale bilder [15, 58].

4. Resultater og diskusjon

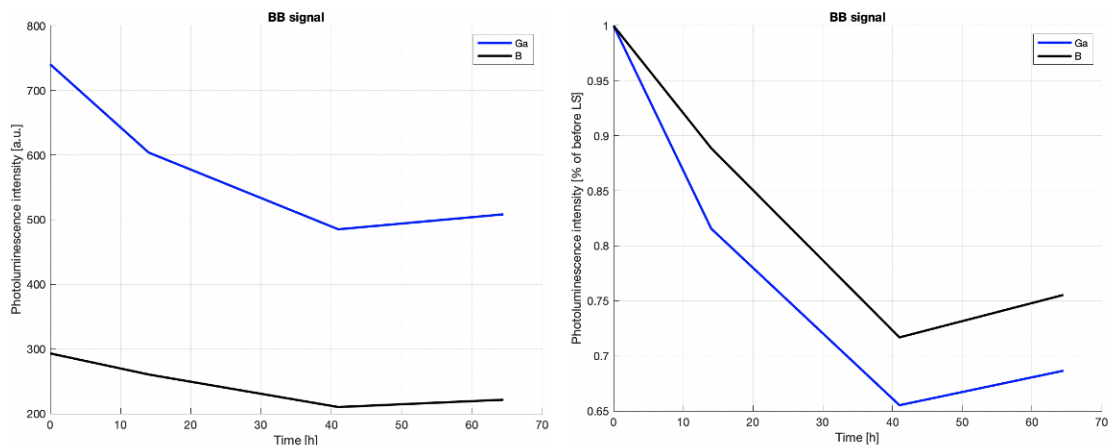
Dette kapitlet tar for seg resultatene fra forsøket, og diskuterer disse. Det blir først gjort en analyse av LID, LeTID og BB signalet i det første forsøket. Videre blir det gjort en analyse av det andre forsøket, hvor LID, LeTID og BB signalet blir analysert i romtemperatur og ved 90 K. Dette blir gjort for å se om det er noen forskjeller i den gallium- og den bordopede prøven når de blir utsatt for belysning og høy temperatur. Deretter blir de defektrelaterte luminescens-signalene undersøkt. Det blir gjort en MCR analyse for å se hvilke defekter som er tilstede, før det blir en gjennomgang av de ulike defektene. Til slutt bli det gått dypere inn i områder med mye defekter for å se på fordelingen av signal.

4.1 Det første forsøket

I det første forsøket er utviklingen av PL intensiteten til BB signalet ved LID og LeTID undersøkt sammen med den romlige utviklingen av BB signalet.

4.1.1 LID

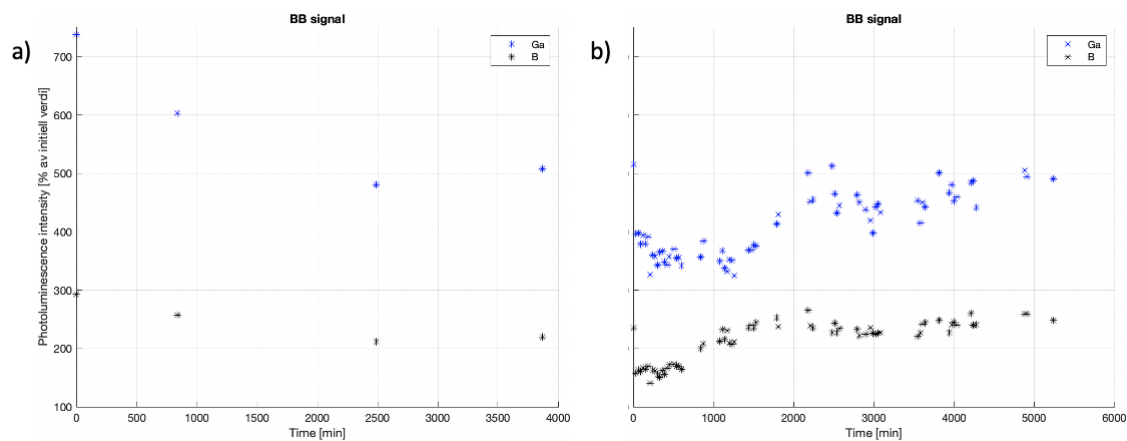
Utviklingen av signalet til prøvene når de ble belyst med 0,16 soler i romtemperatur er presentert i figur 4.1. Disse figurene viser en tydelig LID for både den gallium- og den bordopede prøven. Den relative utviklingen av PL signalet viser at etter 64,5 timer har den bordopede prøven en intensitet på 76 % av den initielle verdien, og den galliumdopede prøven har en intensitet på 69 % av den initielle verdien.



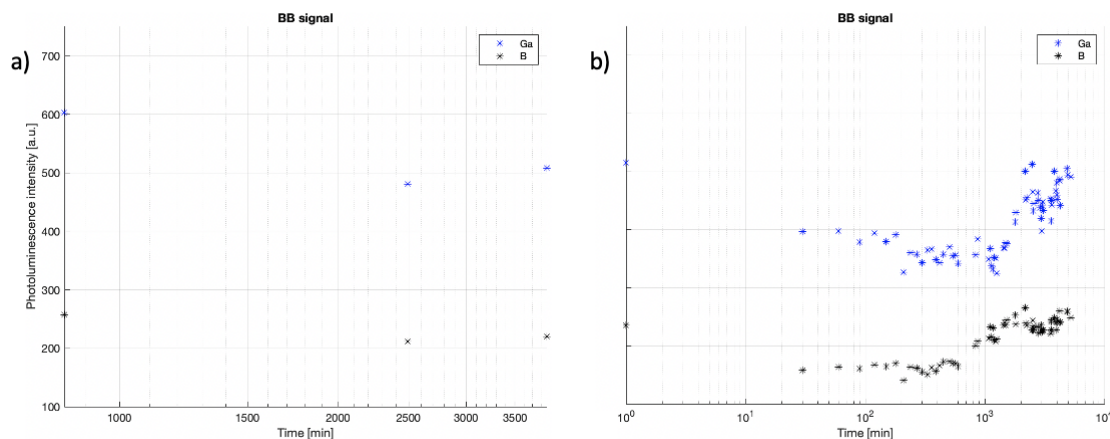
Figur 4.1 PL signalet til begge prøvene i det første forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i time. Venstre bildet viser den reelle utviklingen og bildet til høyre viser den relative utviklingen av PL signalet. Bilde tatt ved 90 K.

4.1.2 LeTID

Det ble tatt regelmessige målinger underveis mens prøvene ble utsatt for LeTID. Disse målingene ble plottet underveis og er presentert i figur 4.2 og figur 4.3. Ut fra dette plottet ble tiden når prøven var degenerert og regenerert funnet og er presentert i tabell 4.1.



Figur 4.2 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet integrert over hele waferen til den gallium- og den bordopede prøven, presentert lineært. Bildet tatt ved 90 K.



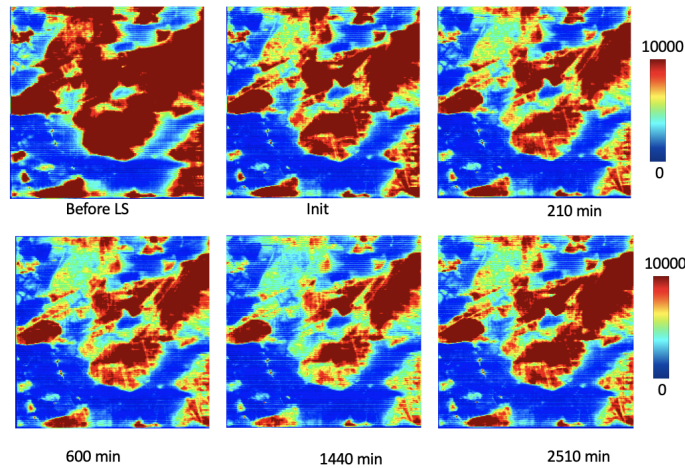
Figur 4.3 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet integrert over hele waferen til den gallium- og den bordopede prøven, presentert logaritmisk. Bildet tatt ved 90 K.

Tabell 4.1 Tabell som viser hvor lang tid prøvene lå under én sol og 125 °C før de var fullstendig degenerert og regenerert i det første forsøket.

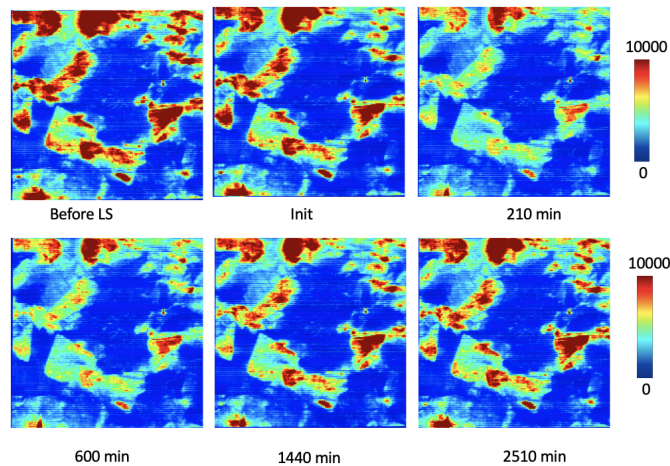
	Tid for fullstendig degenerering [min]	Tid for fullstendig regenerering [min]
Forsøk 1		
Galliumdopet prøve	600	2510
Bordopet prøve	210	1440

4.1.3 Utviklingen av BB signalet

Den romlige utvikling av BB signalet er presentert i figur 4.4 for den galliumdopede prøven og figur 4.5 for den bordopede prøven. Disse figurene viser også at BB signalet blir svakere når prøven degenerer, frem til 600 minutter for den galliumdopede prøven og frem til 210 minutter for den bordopede prøven. Videre styrkes signalet, men det ser ikke ut til at det blir like sterkt som før lightsoakingen. Dette kan tyde på at prøvene ikke er fullt ut regenererte. I denne studien var det viktigst å se forskjell på gallium- og bordopet silisium. Siden regenereringsprosessen går saktere og saktere, ville det tatt uforholdsmessig lang tid før prøvene var fullt regenerert. Prosessen kunne vært fremskyndet med høyere temperatur, men da ville ikke prøvene bli like mye degenerert [53]. Siden det viktigste var å finne ut så presist som mulig når prøvene var degenererte og se forskjell på degenereringen i prøvene, ble det bestemt å fortsette med den samme temperaturen i det andre forsøket.



Figur 4.4 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede waferen, tatt ved 90 K i det første forsøket.



Figur 4.5 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede waferen, tatt ved 90 K i det første forsøket.

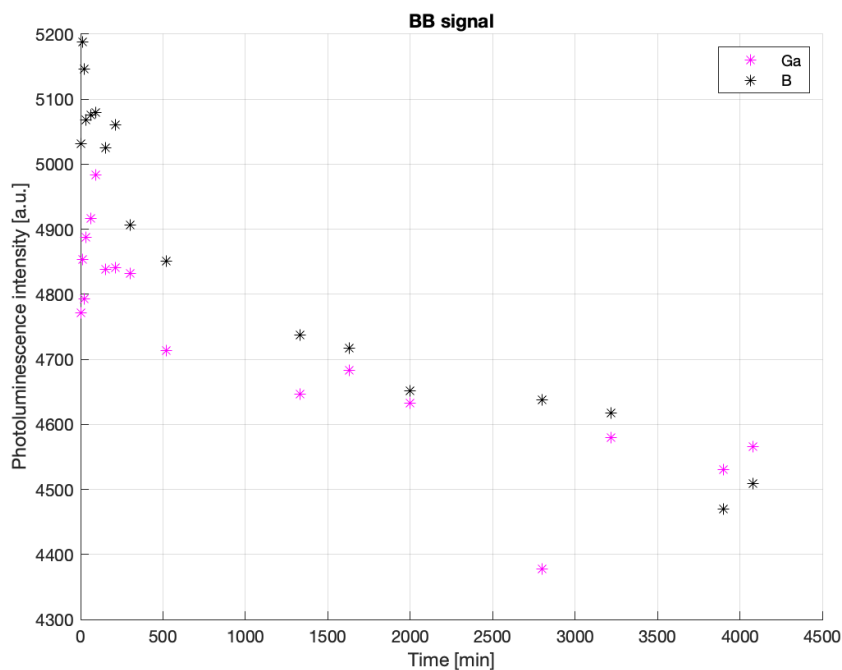
Det første forsøket ble utført med Hypsax SWIR-384. Dette kameraet er ikke brukt i lignende forsøk på NMBU tidligere. Forsøket viser en tydelig LID og LeTID i begge waferene, men de romlige bildene var ikke av ønskelig kvalitet. Det første forsøket ble grunnet dette brukt som en test på hvordan det andre forsøket kunne optimaliseres. Frekvensen mellom hver måling var ikke optimal, det var ønskelig med flere bilder i starten av lightsoakingen og i starten av LeTID-degenereringen. Dette er fordi det er her prosessene går raskest. Forsøket viste derimot at temperaturen og solintensiteten var passende med tanke på tidsrammen, så disse forble uendret i det andre forsøket. Det var ikke forventet LID i den galliumdopede waferen, fordi LID er forbundet av bor-oksygen degenerering [13], og i galliumdopede wafere er det fravær av bor. Forsøket viste en tydelig degenerering under lightsoakingen også i denne prøven. Derfor var det essensielt å gjøre et nytt forsøk for å sjekke at dette er en målefeil, eller om det også er LID i

galliumdopede wafere. Det var problemer knyttet til frost og rim under bildetakingen. For å eliminere usikkerheten knyttet til dette ble det bestemt å ta bilder i romtemperatur i det andre forsøket i tillegg til bilder ved 90 K.

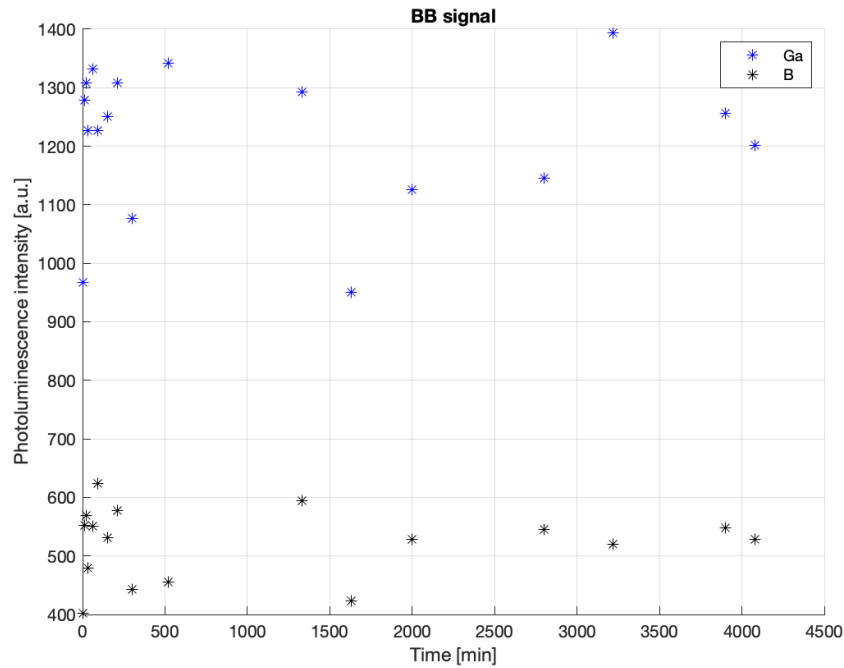
4.2 Det andre forsøket

4.2.1 LID

Det første forsøket viste en tydelig LID i både den galliumdopede og den bordopede prøven. Det andre forsøket viser samme resultat for bildene tatt ved romtemperatur presentert i figur 4.6. Den galliumdopede prøven har en degenerering på 4,3 %, og den bordopede prøven har en degenerering på 10,4 %. For bildene tatt ved 90 K i figur 4.7 var det ikke mulig å se noen LID-degenerering i verken den bordopede eller den galliumdopede prøven.

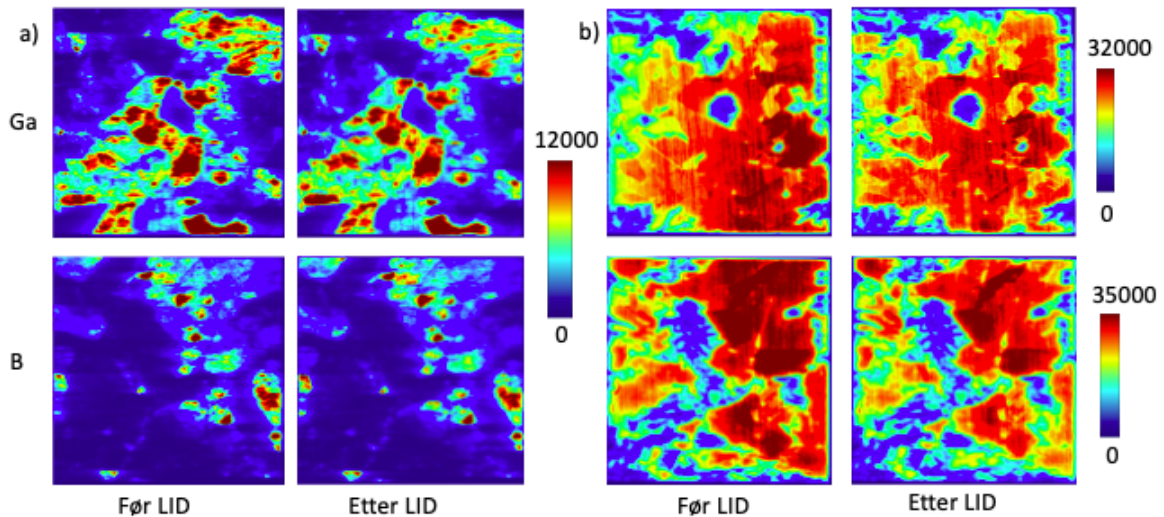


Figur 4.6 PL intensiteten til BB signalet integrert over begge prøvene i det andre forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i minutter. Bildet er tatt ved romtemperatur.



Figur 4.7 PL intensiteten til BB signalet integrert over begge prøvene i det andre forsøket når de blir utsatt for lav solintensitet i romtemperatur presentert i minutter. Bildet er tatt ved 90 K.

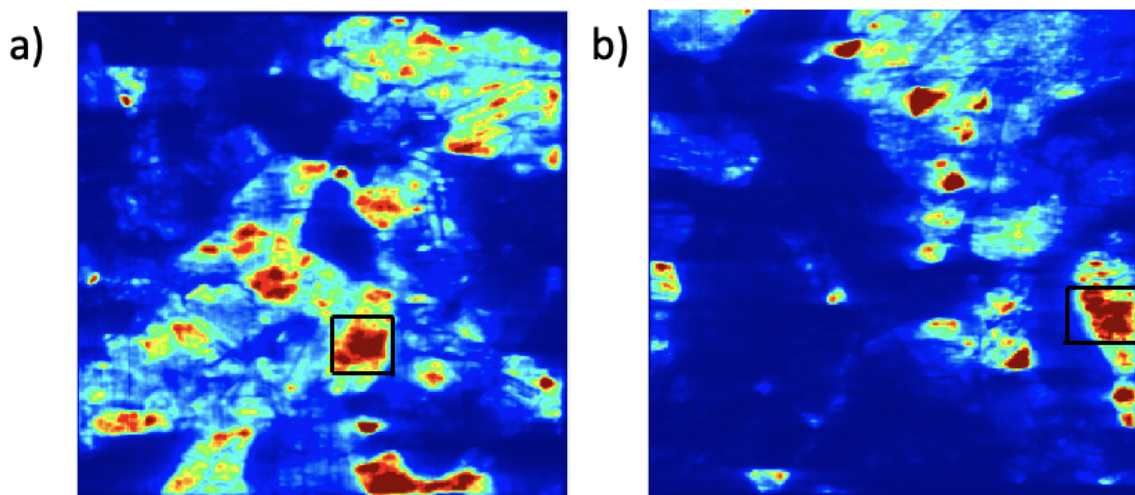
Figur 4.7 viser stor variasjon av intensiteten for bildene tatt ved 90 K i løpet av LID. Det er vanskelig å se når prøvene er degenererte og regenererte, og det vises ingen LID i noen av prøvene. Bildene tatt i romtemperatur viser at det er LID i begge prøvene. Dermed vet man at prøvene har degenerert, og at det er noe knyttet til målingene som gjør at det ikke er mulig å se. En årsak til den store variasjonen kan være at det er lite BB signal i prøven ved 90 K i forhold til bildene tatt i romtemperatur. Dette vises i figur 4.8, her ser man tydelig hvor sterkt BB signalet er i romtemperatur i forhold til ved 90 K. Det blir derfor valgt å se på et lite område, for å se om det er mulig å observere LID også ved 90 K.



Figur 4.8 Figur som viser fremstillingen av BB signalet til den bor- og galliumdopede prøven før og etter LID for a) ved 90 K og b) ved romtemperatur.

4.2.2 Dypere innblikk i områder med sterkt BB signal ved 90 K

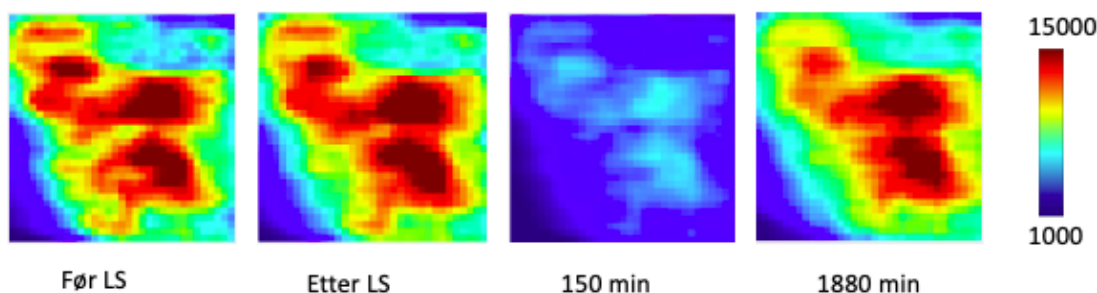
For å prøve å finne mer nøyaktig når prøvene var fullstendig degenererte og regenererte, ble det valgt ut et område i prøven dopet med gallium, og et område i prøven dopet med bor, vist i figur 4.9. Fra disse områdene blir det undersøkt om det er LID i dette forsøket, og i hvilken grad prøvene degenererer.



Figur 4.9 Områdene valgt ut hvor BB signalet er sterkt, a) er for prøven dopet med gallium og b) er for prøven dopet med bor.

Bordopet område

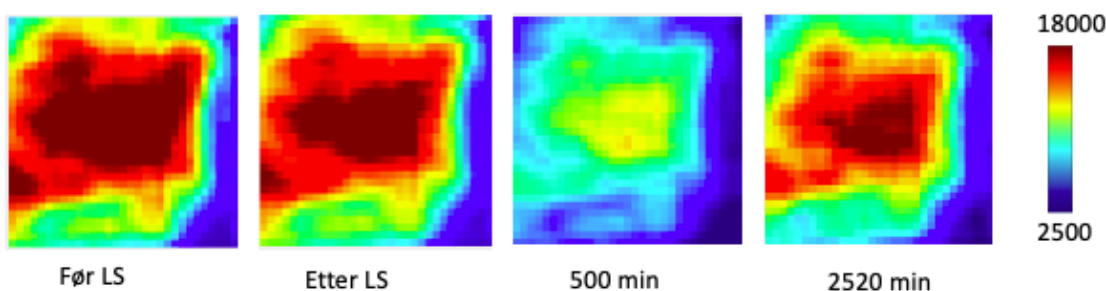
Utviklingen av signalene til klusteren som er valgt ut med sterkt BB signal er presentert i figur 4.10. Fra figuren ser man at BB signalet faller veldig i styrke når det er degenerert, før det på nytt tar seg opp når det er regenerert. Dette samsvarer med utviklingen av hele prøven, men i dette området hvor intensiteten til BB signalet er sterkt er dette ekstra tydelig.



Figur 4.10 Romlig utvikling for BB signalet i området valgt fra den bordopede prøven.

Galliumdopet område

Området valgt fra den galliumdopede prøven har på samme måte som område fra den bordopede prøven, sterk BB signal. Den romlige utviklingen er presentert i figur 4.11. Denne figuren viser en tydelig degenerering og regenerering av BB signalet, på samme måte som i den bordopede prøven.

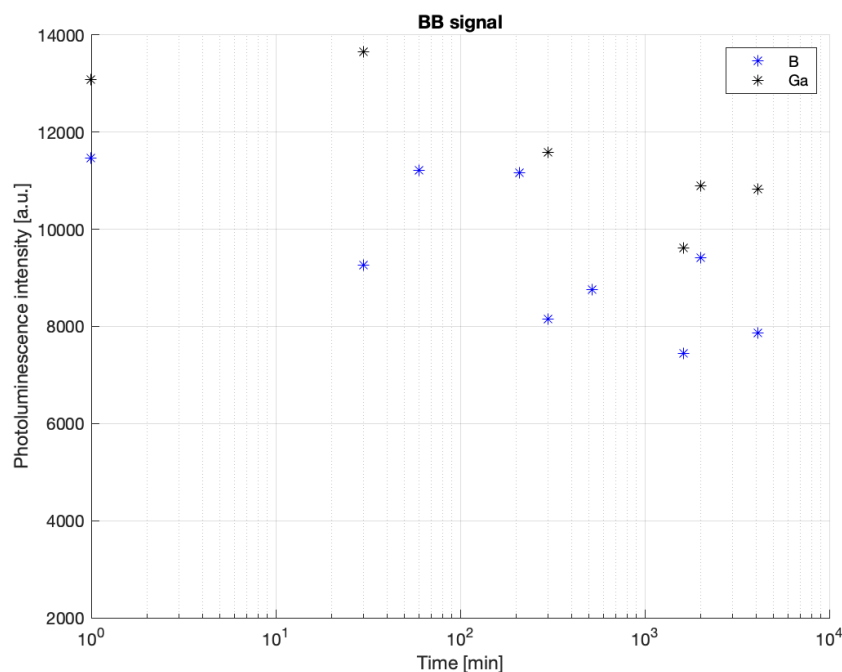


Figur 4.11 Romlig utvikling for BB signalet i området valgt fra den galliumdopede prøven.

LID i utvalgte områder ved 90 K

I de utvalgte områdene har både den galliumdopede og den bordopede prøven en LID, som vist i figur 4.12. Fra utviklingen av intensiteten til PL signalet vises det at den bordopede prøven har et signal på 69 % av initiell verdi etter 4040 minutter. Den galliumdopede prøven har en PL intensitet på 83 % av initiell verdi etter 4040 minutter.

For å observere LID ved 90 K er det dermed nødvendig å se på et lite område med BB istedet for å integrere BB signalet over hele prøven.



Figur 4.12 Utviklingen av PL signalet til det valgte området i waferene ved LID. Bildet presentert på logaritmisk skala.

LID i prøvene

Interessen for silisium dopet med gallium har skutt fart siden oksygenrelaterte defekter ble oppdaget i silisium dopet med bor. Galliumdopede solceller har grunnet dette potensielt en høyere levetid enn solceller dopet med bor. Under lightsoakingen var det forventet en degenerering i den bordopede prøven grunnet BO-LID degenerering, mens det var forventet at den galliumdopede prøven sin PL intensitet skulle være stabil. Schmidt et al. (1997) gjorde forsøk av krystallinsk silisium dopet med gallium, bor og fosfor. Det ble sett en tydelig degenerering i de bordopede prøvene, mens i galliumdopede celler var ikke denne degenereringen synlig [59]. I forsøket gjort i forbindelse med denne studien hadde den galliumdopede prøven en degenerering på 4,3 % under lightsoakingen. Dette stemmer ikke med undersøkelsen nevnt ovenfor. Derimot er det funnet av Grant et al. (2020) [60] at as-fabrikerte gallium dopede wafer som ikke var stabiliserte hadde en degenerering på under 5 %, som stemmer overens med funnene fra dette forsøket.

Årsak til LID

Under lightsoakingen degenererer den bordopede waferen mer enn dobbelt av den galliumdopede waferen. Dette kan forklares av BO-LID, som kjent gir en degenerering i prøver dopet med bor som følge av en reaksjon med oksygen [13]. Men også den

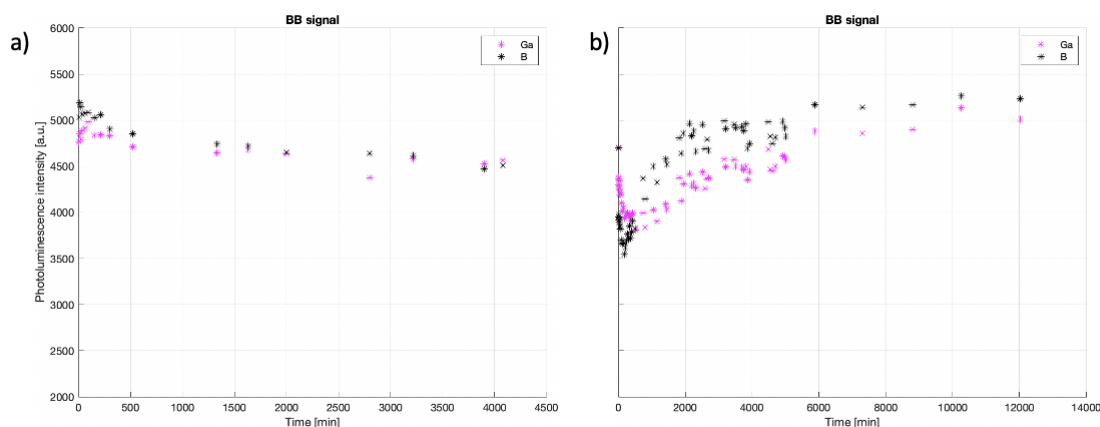
galliumdopede prøven viser tegn på LID. Dette kan være et tegn på at også LID kan til dels skyldes noe materialene har til felles.

I materialer hvor jern er tilstede har det blitt funnet av flere at dannelse og dislokasjoner av FeGa par, har vist seg å være et problem i p-type krystallinske silisium waferer [61–63]. Smith et al. (2005) [64] viste at FeGa par har en høyere rekombinasjonsaktivitet enn FeB par, som kan være en mulig forklaring på degenereringen i den galliumdopede prøven i denne studien.

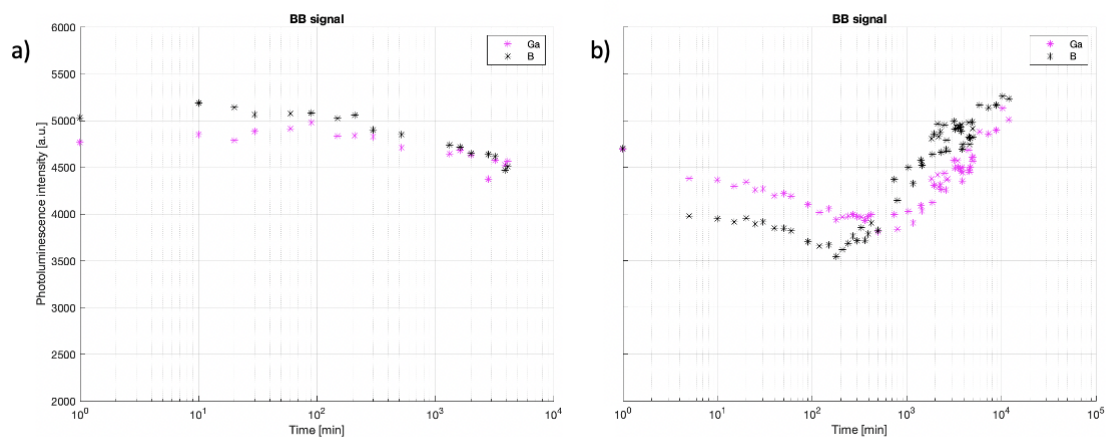
En grunn til at de galliumdopede prøvene degenerer under LID kan være at solintensiteten var sterk nok til at LeTID prosessen ble satt i gang. Prøvene lå under en solintensitet på 0,16 soler i romtemperatur. Med solsimulatoren som ble brukt var dette minste mulige belysning tilgjengelig. Det er i det siste undersøkt LeTID effekten under høy temperatur i mørket av blant annet Luka et al. (2018) [53]. Her er funnet at LeTID effekten kan oppstå med kun høy temperatur eller sterk solintensitet og er ikke nødvendigvis avhengig av begge. En annen årsak kan være at det er høy konsentrasjon av forurensning i waferne. Av Lindroos et al. (2013) kommer det frem at en vil se en liten degenerering i galliumdopede celler som er forurenset med høy kobberkonsentrasjon [65].

4.2.3 LeTID

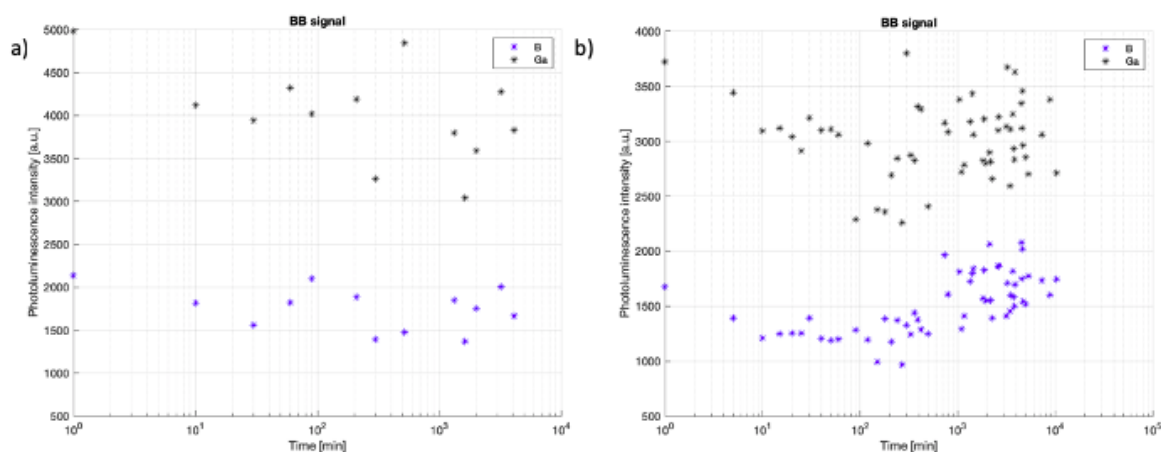
PL intensiteten til BB signalet ble plottet underveis i forsøket og er presentert i figur 4.13 og 4.14 ved romtemperatur og figur 4.15 ved 90 K. Det var ikke mulig ut fra bilde som ble tatt ved 90 K å se når prøven var degenerert og regenerert. Utviklingen av PL intensiteten til BB signalet ved LeTID ble av denne grunn også sett på for de utvalgte områdene, og er presentert i figur 4.16. Fra denne figuren og utviklingen i romtemperatur ble tiden for når prøvene var degenererte og regenererte funnet, og er presentert i tabell 4.2. Siden det er de samme prøvene som blir det blir tatt bilde av, er tiden det tar for degenerering og regenerering lik. Det er mye usikkerhet knyttet til bildene tatt ved 90 K, som frost på prøvene og mengde signal. Bildene tatt ved romtemperatur har en jevnere utvikling, og derfor brukes disse til å bestemme tidspunktet for degenerering og regenerering.



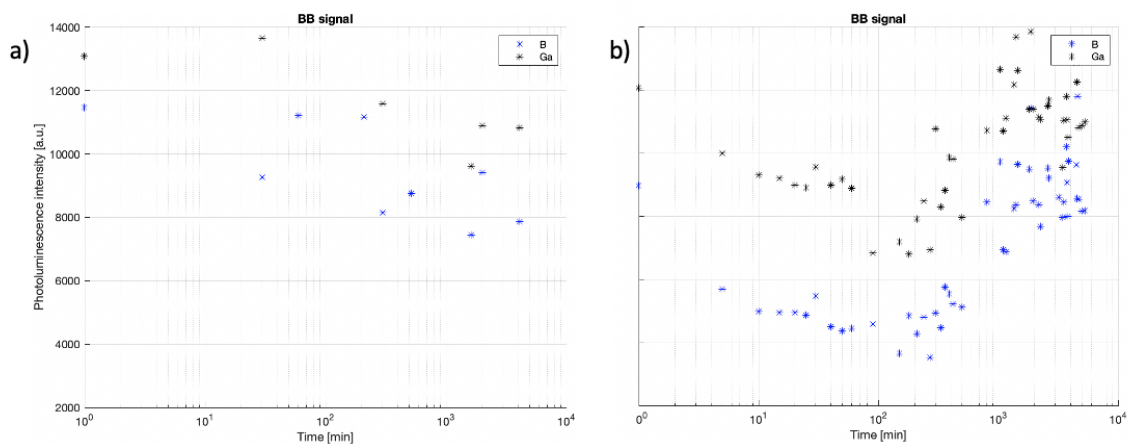
Figur 4.13 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med lineær skala. Bilde tatt i romtemperatur.



Figur 4.14 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med logaritmisk skala. Bilde tatt i romtemperatur.



Figur 4.15 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven integrert over hele waferene. Bildet er presentert med lineær skala. Bilde tatt ved 90 K.



Figur 4.16 a) LID og b) LeTID PL intensiteten til BB signalet til den gallium- og den bordopede prøven for det utvalgte området. Bildet er presentert med logaritmisk skala. Bilde tatt ved 90 K.

Tabell 4.2 Tabell som viser hvor lang tid prøvene lå under én sol og 125 °C før de var fullstendig degradert og regenerert i det andre forsøket.

	Tid for fullstendig degenerering [min]	Tid for fullstendig regenerering [min]
Romtemperatur		
Galliumdopet prøve	500	3160
Bordopet prøve	180	2130
Ved 90 K		
Galliumdopet prøve	500	2520
Bordopet prøve	150	1880

Forsøket som ble gjort i forbindelse med denne oppgaven viser en betydelig LeTID i galliumdopet silisium. I løpet av LeTID prosessen degenererte PL intensiteten til BB signalet til den galliumdopede prøven med 19,6 %, mot 24,6 % i den bordopede prøven, ved romtemperatur. Den galliumdopede prøven tok lengre tid for fullstendig degenerering og regenerering sammenlignet med den bordopede prøven. Ser man på LID og LeTID sammen, hadde den galliumdopede prøven en degenerering på 20,2 %, og den bordopede prøven en degenerering på 29,5 %.

I forsøkene gjort ved 90 K hadde den bordopede prøven en total degenerering på 39,2 %, og den galliumdopede prøven hadde en total degenerering på 34,1 %. Det var ikke mulig å se hvor mye prøvene degenererte i løpet av lightsoakingen, derfor kan ikke dette tallet separeres til de to ulike proessene.

Degenereringen og regenereringen ved LeTID er også tydeligere for de utvalgte områdene. Den relative utviklingen av PL intensiteten viser at den bordopede prøven degenererer til 41 % av initiell verdi ved 150 minutter før den regenererer til 88 % av initiell verdi ved 1940 minutter. Herfra stabiliserer signalet seg med en intensitet på mellom 80 og 90 %. Intensiteten til det utvalgte område i den galliumdopede prøven degenererer frem til 500 minutter, da er det relative PL signalet 63 % av initiell verdi. Deretter regenererer prøven og har på det meste en relativ PL intensitet på 94 % av initiell verdi.

Når prøvene blir utsatt for sterk solintensitet og høy temperatur er det forventet en degenerering i ulik grad i de to prøvene. Fra forsøk gjort av Grant et al. (2020) er det gjort forsøk med både gallium- og bordopet silisium, og funnet en effekt samsvarende med LeTID i wafer dopet med begge [60]. Her brukte PERC cellene dopet med gallium lengre tid å degenerere og degenererte i mindre grad enn cellene dopet med bor. Det samme ble funnet i en studie gjort av Fritz et al. (2017) [52] og Fischer et al. (2020) [10]. Dette stemmer overens med hva som ble funnet i forsøket gjort som del av denne oppgaven. Her ble det funnet at waferen dopet med gallium degenererte i mindre grad enn waferen dopet med bor, med en degenerering på henholdsvis 19,6 % og 24,6 %. Waferen dopet med gallium brukte også lengre tid på fullstendig degenerering. Denne prosessen tok mellom 500 og 600 minutter i de to forsøkene, mens prøven dopet med bor brukte mellom 180 og 210 minutter. Variasjonen i tiden degenereringen tar, skyldes med stor sannsynlighet usikkerhet knyttet til målinger.

Årsak til LeTID

Opphavet til LeTID mekanismen er viktig å forstå når prøver med ulikt dopematerialet skal sammenliknes. Oppstår degenereringen som følge av behandlingen av prøvene, vil dette være uavhengig av dopematerialet. Begge prøvene er likt behandlet. Oppstår derimot degenereringen som følge av reaksjoner med dopematerialet, som for eksempel FeB par eller BO degenerering, vil dopematerialet være den avgjørende faktoren.

Behandling av prøvene

Begge prøvene er som kjent behandlet med hydrogen og passivert. Hydrogen og passivering er nevnt som sannsynlige årsaker til at degenerering som følge av LeTID oppstår [31,32,35]. Prøvene som er brukt i dette forsøket har ulikt dopemateriale, men begge har en tydelig degenerering når de blir utsatt for belysning og høy temperatur. Dette kan tyde på at degenereringen har en sammenheng med hvordan prøvene er behandlet. Dette støtter opp om teoriene til Jensen et al. (2018) [33] og Chen et al. (2020) [34] om at effekten har en sammenheng med bulkhydrogen.

Siden det ikke er gjort forsøk med prøvene uten tilsatt hydrogen vil det si at LeTID mekanismen også kan skyldes andre faktorer som er uavhengig av dopematerialet. Det er blant annet foreslått av Schmidt et al. (2004) [14] at degenereringen skyldes urenheter i metallet, som også kan forklare degenereringen funnet i denne studien. Med rett passivering kan LeTID mekanismen i stor grad begrenses. I forsøk utført av Grant et al. (2020) som viste LeTID i både gallium- og bordopede PERC celler ble det også vist at ved behandling med stripping og passivering med aluminiumsoksyd, kunne degenereringen elimineres i galliumdopede celler og reduseres til samme nivå som BO-LID i bordopede celler [60].

Dopematerialet

Det er heller ikke gitt at det er samme mekanisme i begge prøvene som forårsaker degenereringen. Forsøkene nevnt i avsnittene over gjort på bordopet silisium, vil ikke nødvendigvis gjelde for galliumdopet silisium, og motsatt.

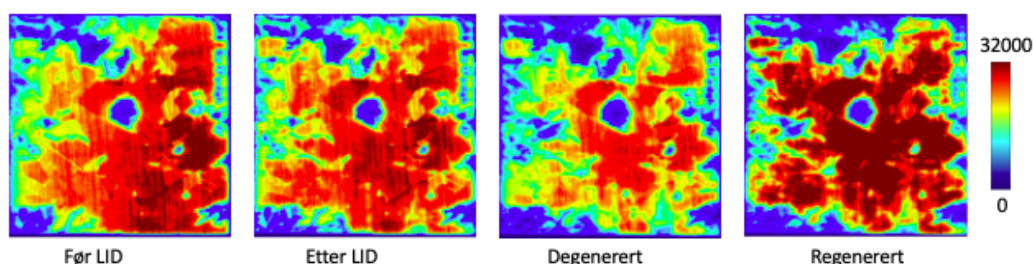
Siden den gallium- og den bordopede prøven degenererte i ulik grad er det nærliggende å tro at det også er noe knyttet til dopematerialet som fører til degenerering under høy temperatur og sterk solintensitet. Når prøvene blir utsatt for høy temperatur og sterk solintensitet degenererer den bordopede prøven mer enn den galliumdopede. Dette kan tyde på at det er noe knyttet til dopematerialet som forårsaker deler av LeTID mekanismen. Dette er en god grunn til å foretrekke gallium som dopematerialet i p-dopet silisium for å øke effektiviteten, som foreslått av Ramspeck et al. (2012) [29] og Lohnmuller et al. (2020) [66].

4.2.4 Utviklingen av BB signalet til prøven dopet med gallium

Bånd til bånd signalet ved romtemperatur

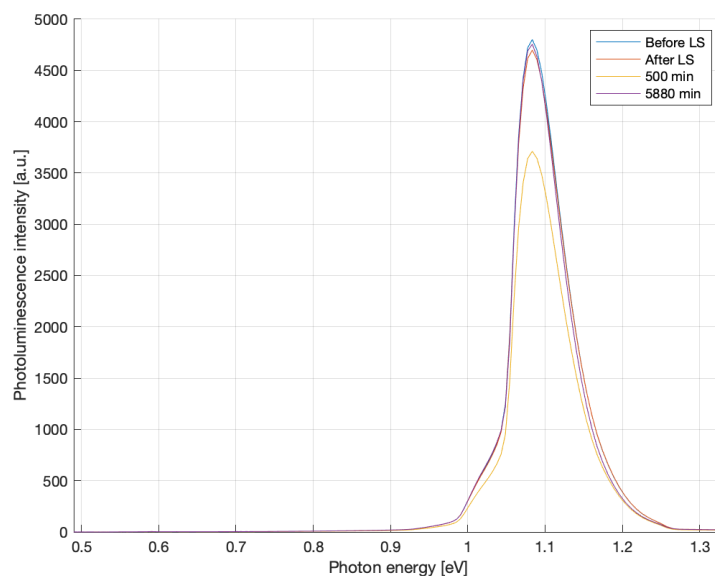
For bildene tatt i romtemperatur er det kun BB signalet som blir analysert. Bortsett fra D1 er det ingen andre DRL signaler som vises. Siden bildene tatt ved 90 K viser flere av de defektrelaterte signalene, blir bildene tatt ved den temperaturen foretrukket til å undersøke DRL signaler. Derfor vil analysen av bildene tatt i romtemperatur fokusere på BB signalet.

Figur 4.21 viser den romlige utviklingen av bånd til bånd signalet. Som forventet er BB signalet svakest når prøven er degenerert, og tar seg opp igjen når prøven er regenerert. Det kan se ut til at fordelingen av signalet har endret seg litt fra det initielle bilde. Signalet ser ut til å ha blitt sterkere på områdene hvor det initielt var mest BB signal, men svakere i områdene hvor det var mindre BB signal initielt.



Figur 4.17 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved romtemperatur.

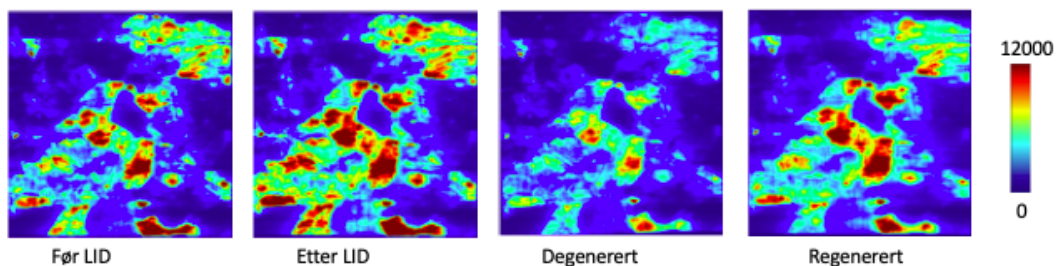
Figur 4.18 viser den spektrale utviklingen av BB signalet ved romtemperatur. Under lightsoakingen synker intensiteten til BB signalet med 4,3 % og i løpet av degenereringen synker intensiteten med 19,1 %. Totalt har prøvene en degenerering på 20,2 % i løpet av hele tiden de er under behandling. Etter regenereringen har prøven en verdi som er 2 % fra den opprinnelige verdien før lightsoakingen, og det kan dermed se ut til at prøvene er fullstendig regenererte.



Figur 4.18 Utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven tatt i løpet av eksperimentet ved romtemperatur.

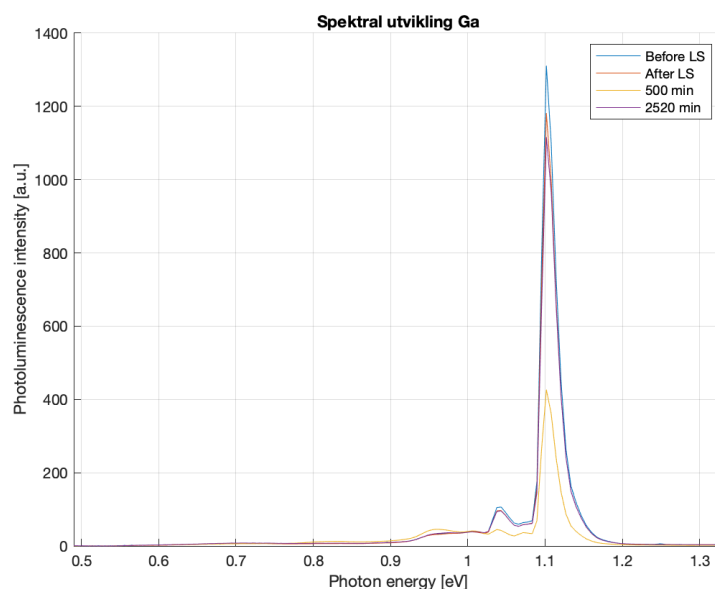
Bånd til bånd signalet ved 90 K

I figur 4.19 vises utvikling av bånd til bånd signalet for bilde tatt ved 90 K for det andre forsøket. Denne figuren viser at signalet synker litt i styrke under lightsoakingen, og er mye svakere når prøven er fullstendig degenerert. Når prøven er regenerert har signalet økt i intensitet til opprinnelig styrke. På samme måte som for bildene tatt ved romtemperatur, er fordelingen av signal litt ulik.



Figur 4.19 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved 90 K. Den øverste raden viser utviklingen i løpet av lightsoaking, og de to nederste ved LeTID.

Den spektrale utviklingen av den galliumdopede prøven i løpet av tiden den ble utsatt for LeTID er presentert i figur 4.20. Totalt har prøvene dopet med gallium en degenerering på 34 %.

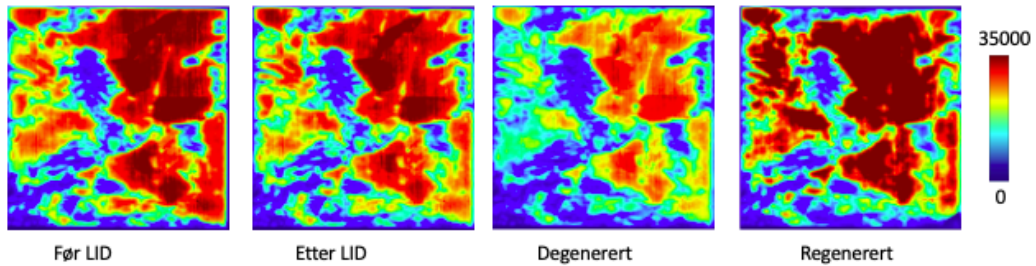


Figur 4.20 Utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved 90 K.

4.2.5 Utviklingen av BB signalet til prøven dopet med bor

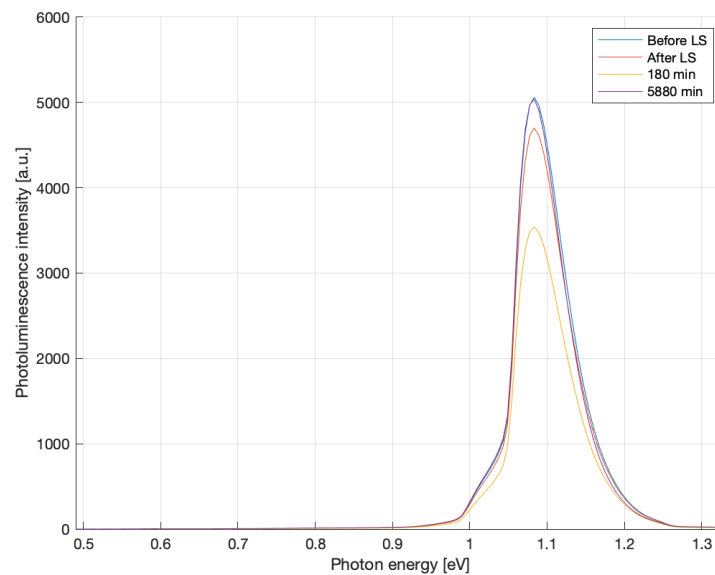
Bånd til bånd signalet ved romtemperatur

Den romlige utviklingen til BB signalet til den bordopede prøven er presentert i figur 4.21. Figuren viser at signalet har lavest intensitet når prøven er degenerert, før det tar seg opp til den initielle verdien når prøven er regenerert. På samme måte som i den galliumdopede prøven, ser det ut til at fordelingen av signalet har endret seg når prøven er regenerert sammenliknet med initiell verdi.



Figur 4.21 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven, tatt ved romtemperatur. Den øverste raden viser utviklingen under lightsoaking, og de to nederste i løpet av LeTID.

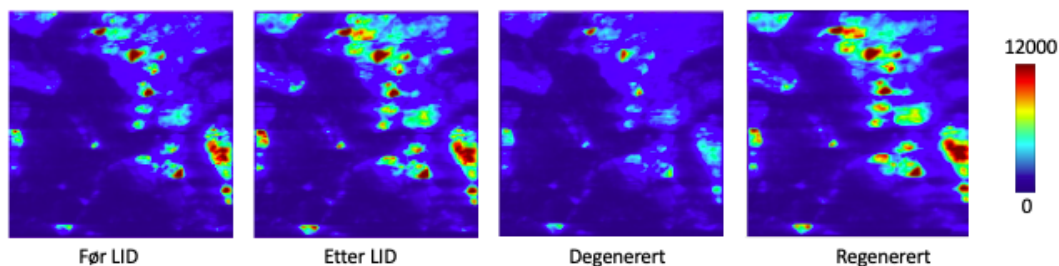
Den spektrale utviklingen til den bordopede prøven tatt i romtemperatur er presentert i figur 4.22. Denne viser en degenerering i lightsoakingen på 10,4 %. Under den lys og temperaturforårsakede degenereringen faller PL intensiteten til BB signalet med 14,6 %. Dette gir en total degenerering på 29,5 %, før signalet regenererer igjen til samme intensitet som i utgangspunktet.



Figur 4.22 Utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved romtemperatur.

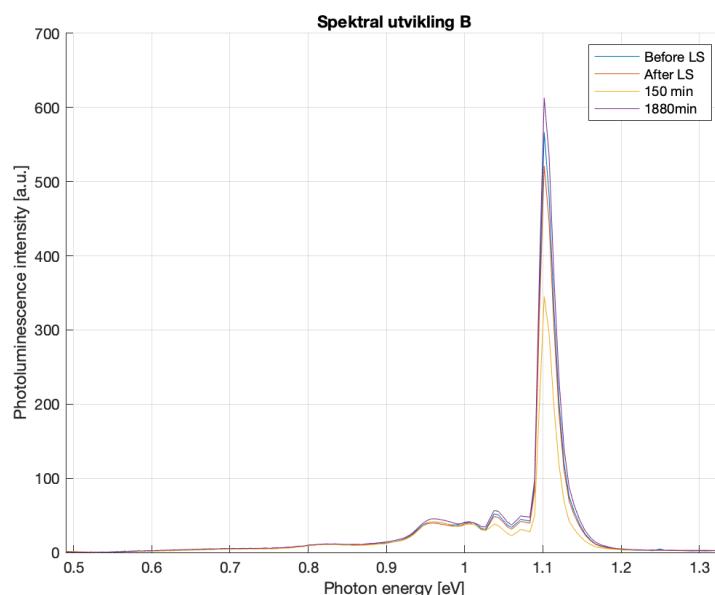
Bånd til bånd signalet ved 90 K

Den romlige utviklingen til BB signalet er presentert i figur 4.23. Man kan tydelig se at signalet er svakere når prøven er degenerert, før signalet tar seg opp igjen og øker i styrke når prøven er regenerert. Også her er fordelingen av signal litt endret, likt som for den galliumdopede prøven.



Figur 4.23 Romlig utvikling av bånd til bånd signalet til den bordopede prøven, bilder tatt ved 90 K i det andre forsøket.

Den spektrale utviklingen til den bordopede prøven er presentert i figur 4.24. Denne viser at når prøven er fullstendig degenerert etter 150 minutter, har PL intensiteten til BB signalet sunket med 39,2 %.



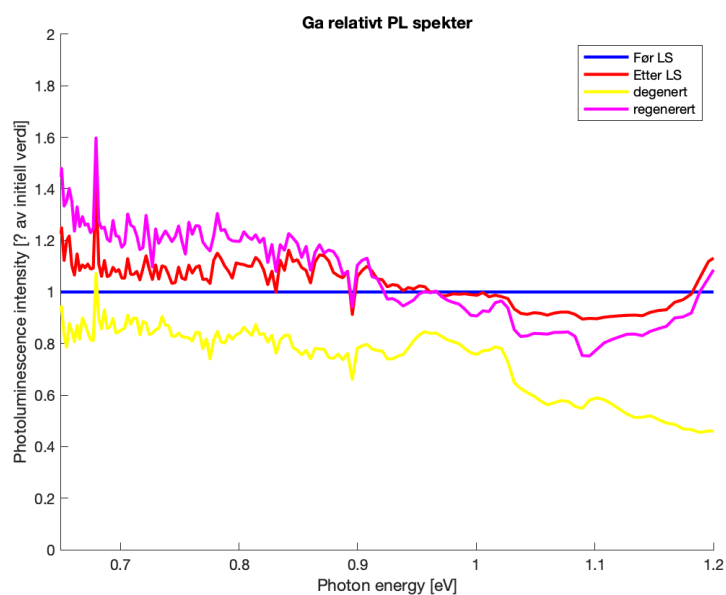
Figur 4.24 Utvikling av bånd til bånd signalet til den bor dopede prøven gjennom hele belsnings prosessen tatt ved 90 K.

4.2.6 Defektrelatert luminescens

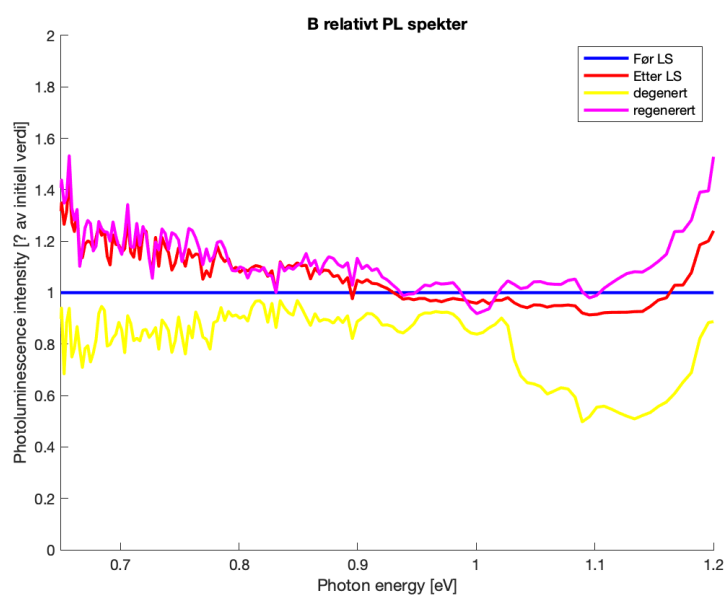
Figur 4.20 og 4.24 viser utviklingen av spekteret til henholdsvis den galliumdopede og bordopede prøven ved 90 K. BB signalet dominerer spekteret, og det er derfor ikke mulig fra disse figurene å se på utviklingen av defektrelatert luminescens signaler. Spekterne til prøvene ved ulike tidspunkt blir derfor justert i forhold til den initielle verdien, som vist i figur 4.25, for den galliumdopede prøven og figur 4.26 for den bordopede prøven. X-aksen er avgrenset mellom 0,65 og 1,12 eV. Dette er grunnet at signalene med høyere og lavere energi enn dette har så svak intensitet at det bare vises som støy på spekteret.

Man kan se at PL signalet generelt er svakere i hele spekteret når prøvene er degenerert

og sterkere når prøven er regenerert. For den galliumdopede prøven i figur 4.25 vises dette tydelig for fotonenergier lavere enn 0,90 eV. I området hvor D3 og D4 defektene ligger, mellom 0,90 eV og 1,05 eV er signalet svakere når prøven er degenerert, men tilnærmet lik for de tre andre tidspunktene. I den bordopede prøven i figur 4.26 er det samme tendenser i området med lavere fotonenergi enn 0,90 eV. I området rundt D3 og D4 signalene, er signalet sterkere etter regenereringen enn de foregående tidspunktene. Dette samsvarer med funnene til Mehl et al. (2019) [51] som undersøkte utviklingen til PL spekteret med hensyn på LeTID.



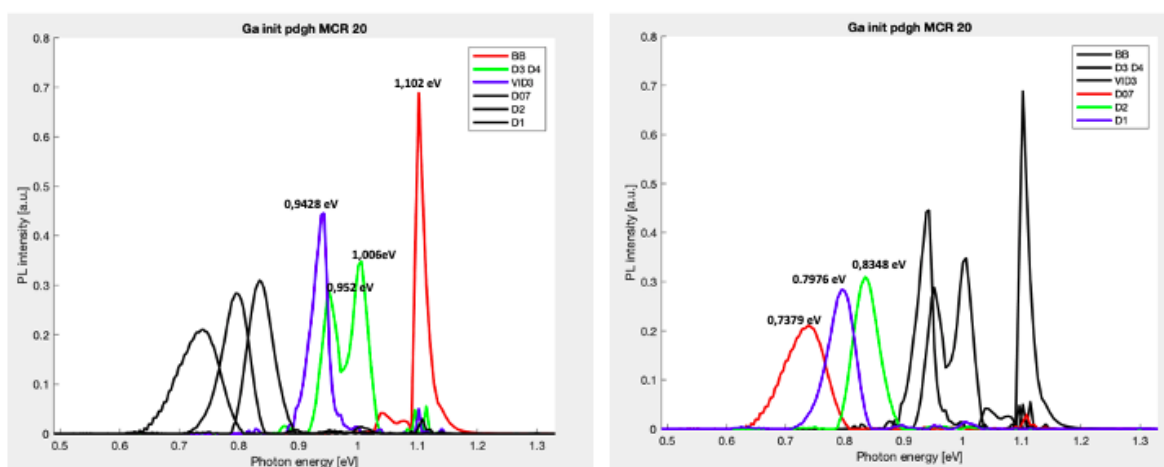
Figur 4.25 Spekteret til den galliumdopede prøven i det andre forsøket justert relativt til den første målingen tatt.



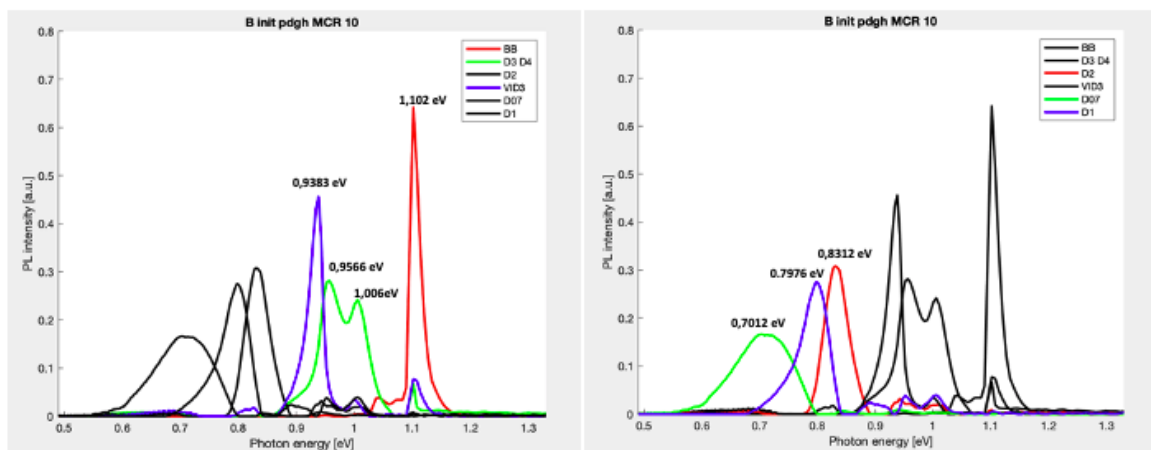
Figur 4.26 Spekteret til den bordopede prøven i det andre forsøket justert relativt til den første målingen tatt.

MCR analyse

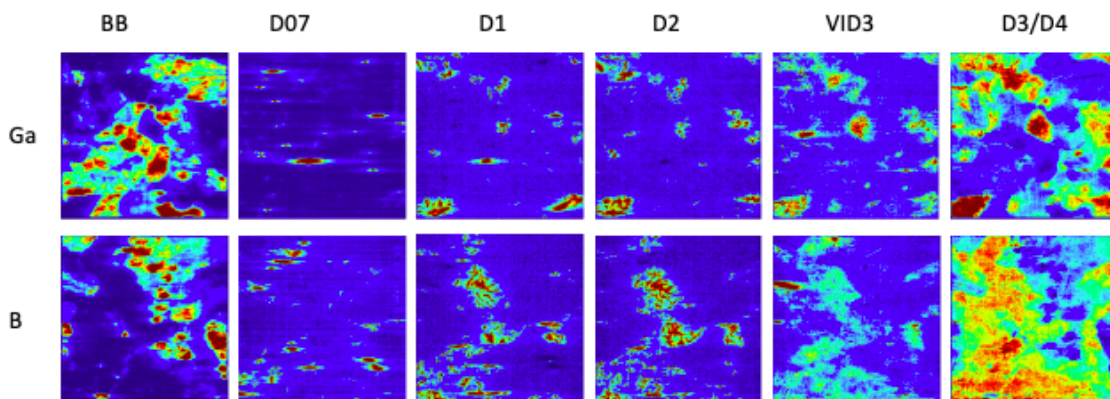
For å se etter ytterligere forskjeller i den gallium- og den bordopede prøven, og å få et bedre innblikk i spekterene ble det utført en MCR analyse. For å skille alle signalene fra hverandre var det nødvendig med 10 komponenter i MCR analysen for den bordopede prøven, og 20 komponenter i den galliumdopede prøven. Det ble valgt ut komponenter som kunne knyttes til signaler. Disse komponentene ble så konvertert til eV, hvor spekterene er presentert i figur 4.27 for den galliumdopede prøven og 4.28 for den bordopede prøven. Energien til toppen av hvert signal er skrevet på bildene. Det ble tatt bilde av hver komponent sitt tilhørende signal som er presentert i figur 4.29.



Figur 4.27 MCR spekteret til galliumdopede prøven.



Figur 4.28 MCR spekteret til den bordopede prøven.



Figur 4.29 Scorene fra MCR analysen av de utvalgte komponentene til den gallium- og den bordopede prøven.

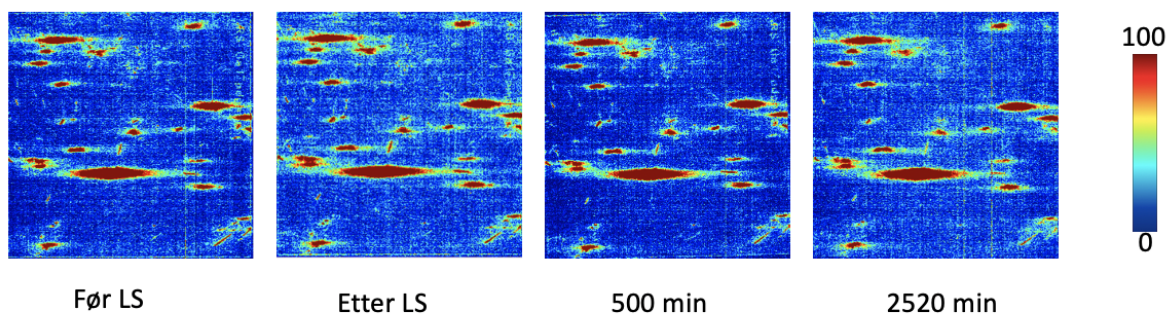
MCR analysen viser at begge prøvene har D07, D1, D2, D3/D4 og VID3 i tillegg til BB. BB signalet har en fotonenergi på 1,102 eV for begge prøvene. D4 signalet har et energinivå på 1,006 eV for begge prøvene, som samsvarer med den teoretiske verdien fotonenergien D4 signalet har på 1,0 eV [19]. VID3 og D3 skal teoretisk ha et energinivå på 0,934 eV [19, 20]. Fra figur 4.27 og 4.28 har den galliumdopede prøven en fotonenergi på 0,952 eV og 0,9428 eV og den bordopede prøven har en fotonenergi på 0,9566 eV og 0,9384 eV for henholdsvis D3 og VID3. Årsaken til forskyvningen av signalene kommer sannsynligvis av at MCR analysen gjør en matematisk modellering av signalene, og dermed vil ikke spekteret bli helt riktig. Modelleringen kan ha skilt D3 fra VID3, og derfor blir fotonenergien til den maksimale intensiteten til D3 signalet feil. Det samme kan også være tilfelle for D2, den teoretiske verdien er et energinivå på 0,875 eV [19], men fra MCR analysen er energinivået til den galliumdopede prøven 0,8348 eV og den bordopede prøven 0,8312 eV. D1 har et teoretisk energinivå på 0,812 eV [19], mens begge prøvene i dette forsøket har et energinivå tilhørende D1 på 0,7976 eV. I den bordopede prøven har D07 signalet et energinivå på 0,7012 eV, som er ganske sammensvarende med teorien der D07 signalet har et energinivå på 0,696 [20]. Den galliumdopede prøven viser et mer ulikt energinivå på D07 signalet på 0,7379, som på samme måte som de andre signalene kan forklares av forskyvninger fra modelleringen. Selv om energinivået til alle signalene ikke stemmer helt med teorien, kan de brukes da det vises at det er tilnærmet riktig.

Den siste delen av analysen vil se på utviklingen av de defektrelaterte signalene og om det er noen forskjell på utvikling av disse i den galliumdopede og bordopede prøven som kan knyttes til LeTID. Ulikhetene i den bor- og den galliumdopede prøven når det kommer til DRL signaler kan være ulikheter i hvordan signalener fordelt, utviklingen av signalene og mengde av de ulike defektene.

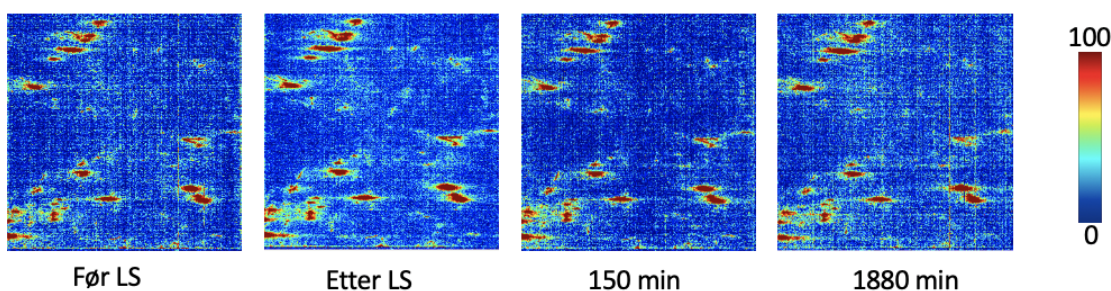
Signalene knyttet til defektrelatert luminescens er tilstede i ulik grad i den gallium- og den bordopede prøven. D4 signalet vil ikke bli gjennomgått. Årsaken til det er grunnet i at energinivået til D4 signalet er så nært energinivået til BB signalet, vil store deler av signalet være fononreplika av BB signalet.

D07

Den romlige utviklingen av D07 signalet er presentert i figur 4.30 for den galliumdopede prøven og figur 4.31 for den bordopede prøven. D07 defekter er såkalte punktdefekter, det vil si det er sterke defekter i punkter som brer seg utover. Dette vises tydelig på spredningen av signalet, der det er områder med sterk D07 defekt, og i resten av prøven er det ingenting. I det galliumdopede prøven har disse punktene med D07 signal høy intensitet, dermed brer defekten seg i et stort område. Defektene i den bordopede prøven er ikke like intense, og er derfor fordelt i mindre områder.



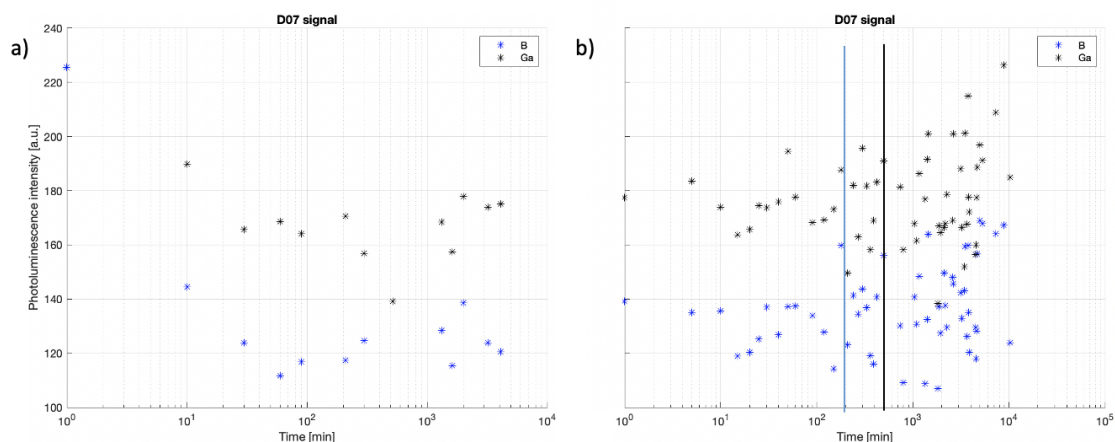
Figur 4.30 Den romlige utviklingen av D07 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksperimentet.



Figur 4.31 Den romlige utviklingen av D07 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksperimentet.

Utviklingen av D07 signalet er presentert i figur 4.32. 4.32a viser at signalet svekkes litt under lightsoakingen. Under LeTID er signalet stabilt i begynnelsen, før det blir mer variert. En mulig årsak til at signalet er så varierende kan komme av at defektene er punktdefekter. I løpet av målingene har bildene forskjøvet seg noe, og punktene med

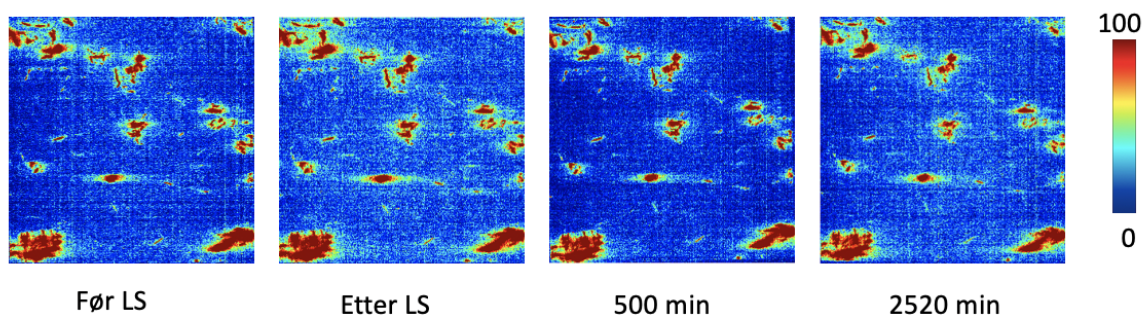
defekter kan da i noen av målingene ligge mellom pikslene. De to prøvene ser ut til å ha lik utvikling av D07 signalet.



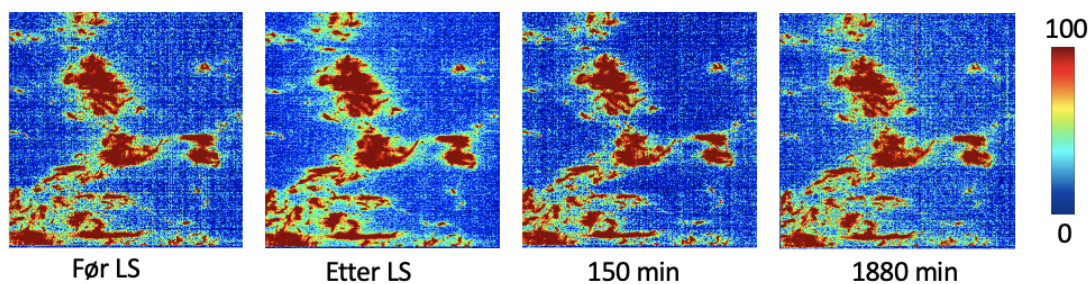
Figur 4.32 Utviklingen av D07 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.

D1

Fra den romlige utviklingen av D1 signalet, presentert i figur 4.33 og 4.34 for den henholdsvis galliumdopede og bordopede prøven, ser det ikke ut til at signalet endrer seg i stor grad. D1 signalet sprer seg i korn grensene, subkorn grensene og i dislokasjonsklustere. Fra figurene kan det se ut til at D1 signalet til den galliumdopede prøven samler seg mer i dislokasjonsklustere, mens signalet til den bordopede prøven samler seg mer i subkorn grensene for disse prøvene.

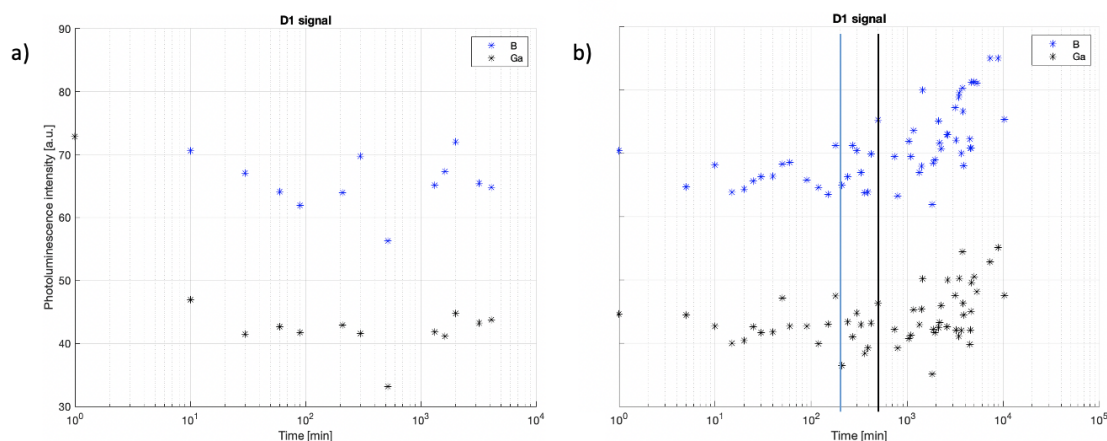


Figur 4.33 Den romlige utviklingen av D1 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksperimentet.



Figur 4.34 Den romlige utviklingen av D1 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksperimentet.

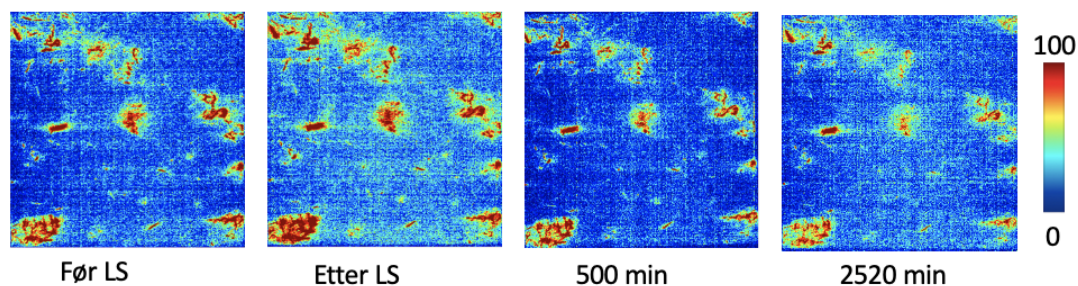
Utviklingen av D1 signalet er presentert i figur 4.32. Når prøvene blir utsatt for LID kan det se ut til at signalet svekkes litt i starten, før det stabiliserer seg. Under LeTID er styrken på D1 signalet stabilt i starten av eksperimentet, før styrken øker noe når prøven regenereres. Utvikling i hele forsøket ser ut til å være lik for den gallium- og den bordopede prøven, hvor signalet øker i intensitet når den respektive prøven regenereres.



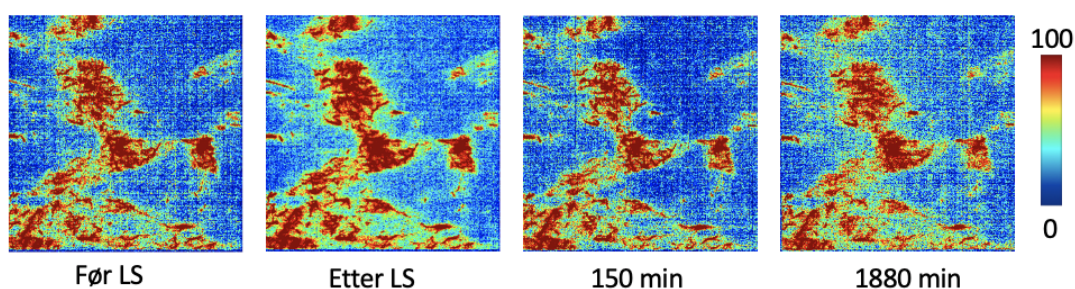
Figur 4.35 Utviklingen av D1 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.

D2

Den romlige utviklingen av D2 signalet er presentert i figur 4.36 for den galliumdopede prøven og figur 4.37. Bildene viser ingen stor forandring i D2 signalet, det kan se ut til at det svekkes noe når prøven er degenerert før det styrkes når prøven regenereres. Fordelingen av signal er lik for D2 som for D1. Den galliumdopede prøven har tydeligere dislokasjonsklustere med mye signal og lite ellers i prøven, mens den bordopede prøven har en mer jevn fordeling av signalet hvor det samles mer i subkorn grensene.

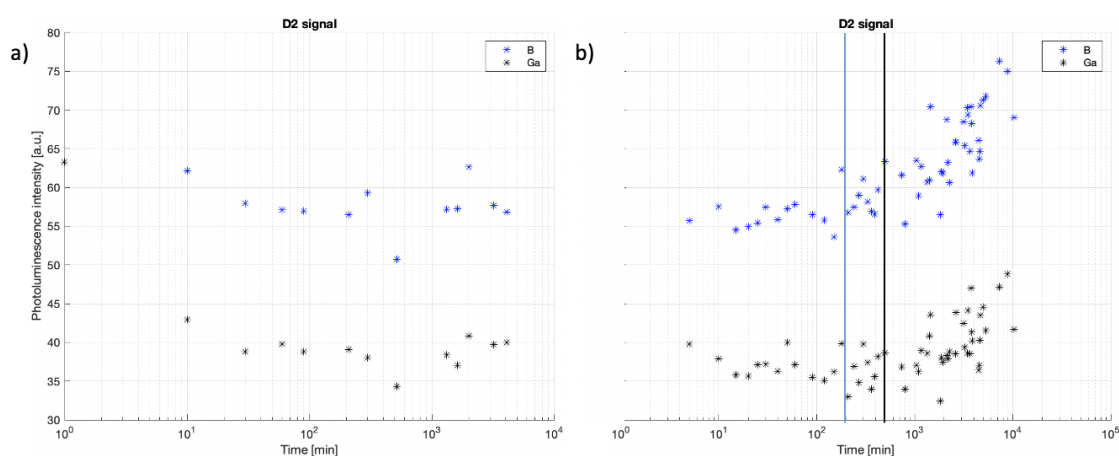


Figur 4.36 Den romlige utviklingen av D2 signalet til den galliumdopede prøven i løpet av eksperimentet.



Figur 4.37 Den romlige utviklingen av D2 signalet til den bordopede prøven i løpet av eksperimentet.

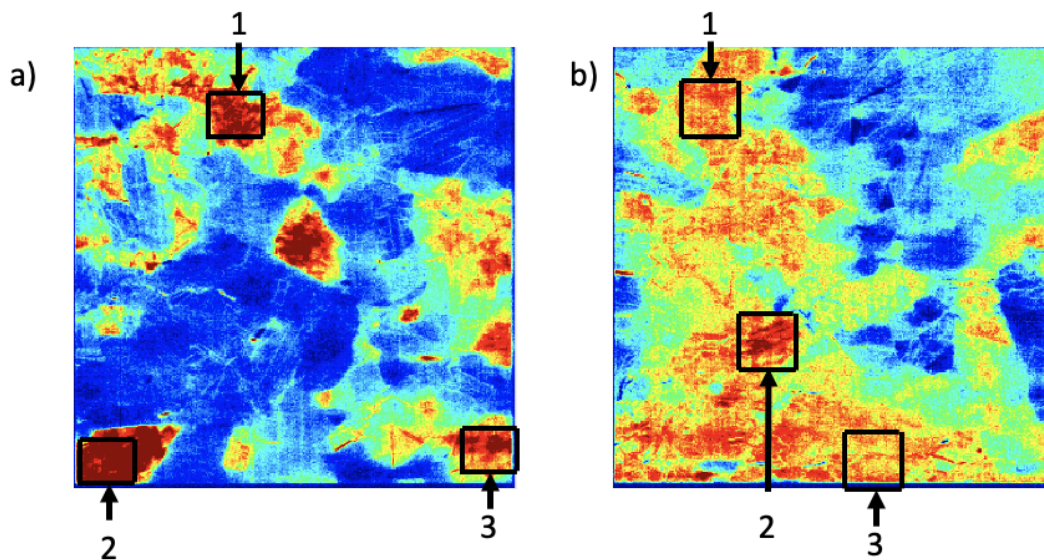
På samme måte som utviklingen av intensiteten til D1 signalet, holder D2 signalet seg relativt stabilt frem til prøven er degenerert hvor signalet starter å øke i intensitet. Dette er likt for begge dopematerialer. Utviklingen av intensiteten til D2 signalet gjennom hele forsøket er presentert i figur 4.38, og er lik for de to dopematerialene. Økningen i DRL signalene sin intensitet starter når den respektive prøven regenereres.



Figur 4.38 Utviklingen av D2 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.

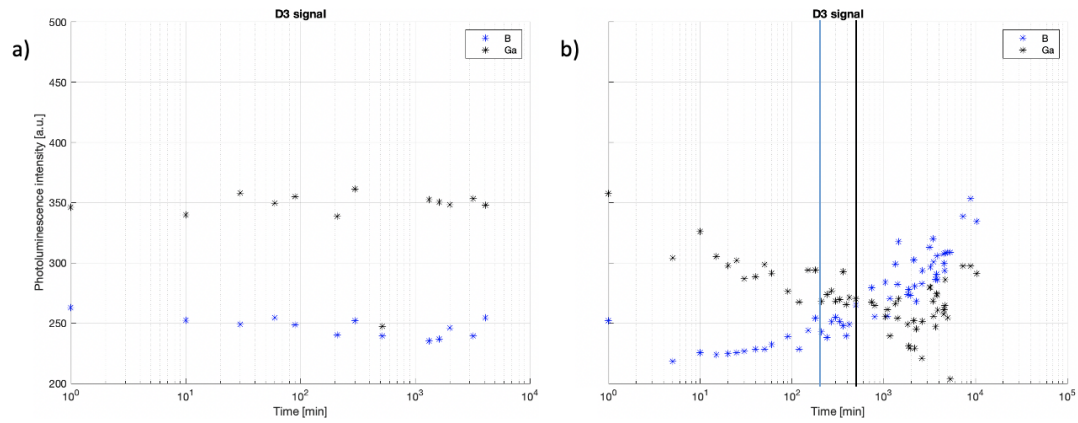
D3

For D3 signalene blir det valgt ut tre områder fra scoreplottene funnet ved MCR analyse, som vist i figur 4.39. Årsaken til at det blir sett på områder og ikke prøven som helhet, er for å skille D3 fra VID3 og BB signalet. Siden VID3 er punktdefekter, ble det lett etter områder som ikke hadde slike punkter, og etter områder som hadde svakt BB signal.

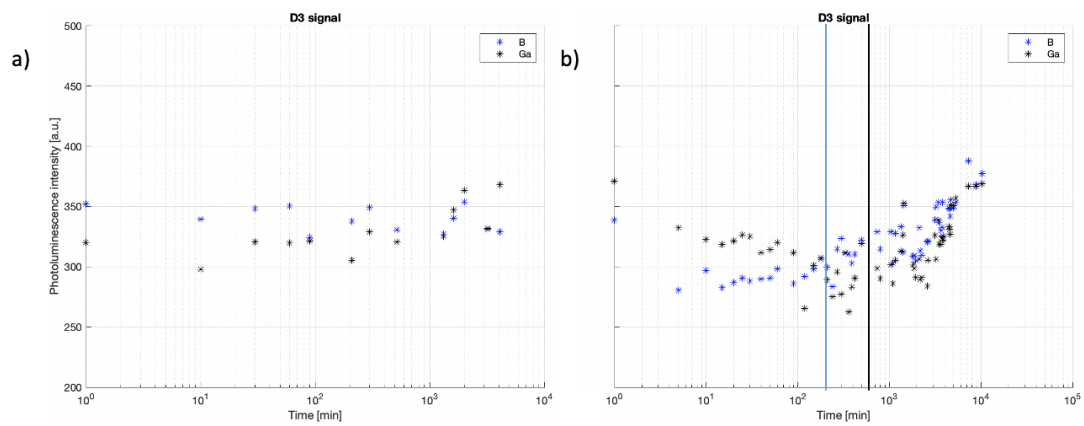


Figur 4.39 Områdene valgt fra D3 signalet funnet ved MCR analysen, a) viser den galliumdopede prøven og b) viser den bordopede prøven.

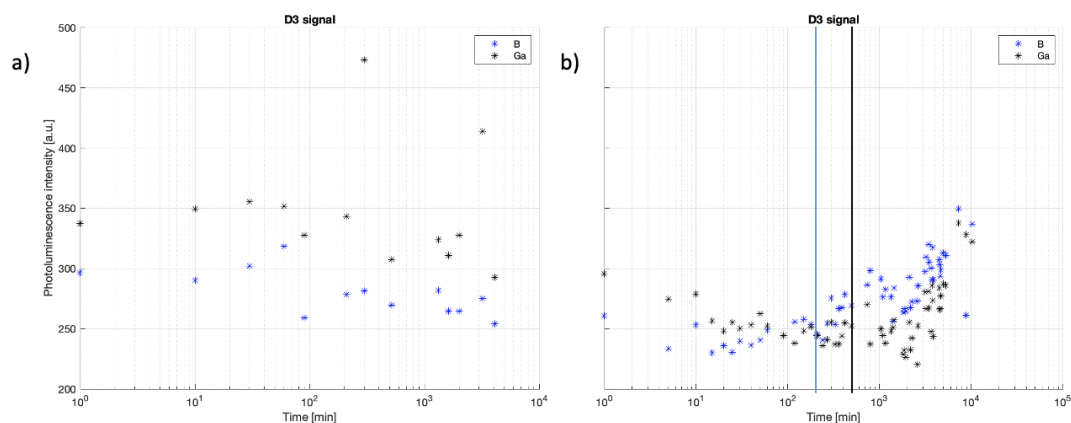
Utviklingen av intensiteten til D3 signalet er presentert i figur 4.40, figur 4.41 og figur 4.42 for henholdsvis det første, andre og tredje området. Ved LID er begge prøvene stabile for alle områdene og begge prøvene. D3 signalet ser ut til å utvikle seg forskjellig i de to prøvene under LeTID. Intensiteten til signalet til den bordopede prøven synker noe i det prøven utsettes for LeTID, før den øker resten av eksperimentet. Denne utviklingen er lik for alle områdene. Den galliumdopede prøven ser ut til å ha et D3 signal som svekkes når prøven degenereres og øker først i PL intensitet når prøven er regenerert.



Figur 4.40 Utviklingen av D3 signalet til det første området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.



Figur 4.41 Utviklingen av D3 signalet til det andre området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.

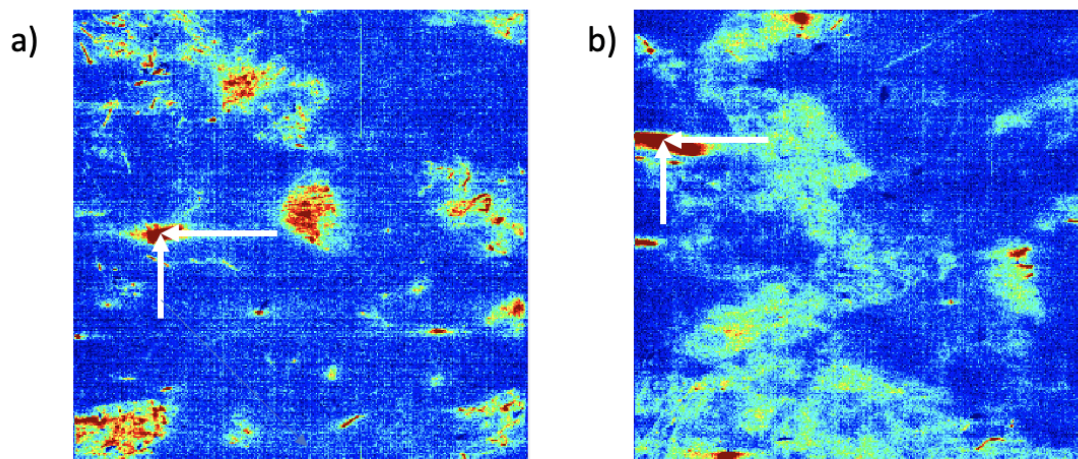


Figur 4.42 Utviklingen av D3 signalet til det tredje området til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b). Den blå linjen representerer når den bordopede prøven er degenerert, og den svarte når den galliumdopede prøven er degenerert.

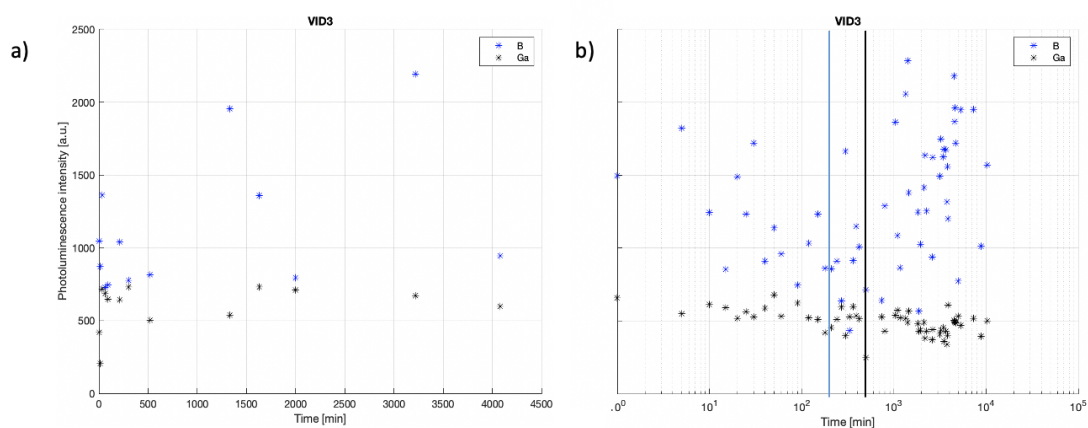
VID3

VID3 er veldig intense D3 signal. Det vil si at VID3 kun finnes i punkter hvor det er svært sterke D3 signal. Det er derfor ikke mulig å se på hele prøven når VID3 signalet skal undersøkes, og av samme grunn kan en ikke se på områder som ble gjort når D3 signalet ble undersøkt. Der blir derfor valgt ut et punkt fra MCR analysen hvor VID3 tydelig er tilstede. Punktene valgt ut er presentert i figur 4.44.

Videre blir utviklingen av D3 signalet til dette punktet for begge undersøkt gjennom hele forsøket, og er presentert i figur 4.44. Fra denne figuren kan det se ut til at signalet til den galliumdopede prøven holder seg stabilt gjennom hele forsøket, mens signalet til den bordopede prøven varierer i mye større grad. Det er dog stor stor usikkerhet knyttet til at det kun er valgt ut ett punkt. Bildene ble under bildeanalysen manuelt kuttet, så selv om de ble justert til det samme bilde er det sannsynlig at de kan være litt forflyttet fra hverandre. Dette gjør at det ikke er det samme punktet som er valgt fra hvert bilde og det kan derfor ikke konkluderes med at signalene oppfører seg ulikt i gallium- og bordopet silisium.



Figur 4.43 Punktene valgt ut fra MCR analysen for å se nærmere på VID3 signalet, hvor a) galliumdopet prøve og b) bordopet prøve.



Figur 4.44 Utviklingen av VID3 signalet til prøvene gjennom hele forsøket. LID er presentert i a) og LeTID er presentert i b).

Utvikling av signaler

De ulike signalene utarter seg ulikt gjennom prosessen, og ulikt i de to prøvene. Figur 4.32, 4.35, 4.38, 4.40, 4.41, 4.42 og 4.44 viser utviklingen av DRL signalene gjennom forsøket. Fra disse figurene er det tydelig at alle signalene responderer på LeTID, men på ulikt vis fra hverandre og fra BB signalet. For D07, D1 og D2 signalene kan det se ut til at utviklingen er lik for den galliumdopede og den bordopede prøven. D3/D4 signalet utvikler seg ulikt i de to prøvene. Signalet til den bordopede prøven, blir svakere når prøven degenererer og sterkere når prøven regenererer. Den galliumdopede prøven sitt D3/D4 signal blir svakere frem til prøven er regenerert, før det starter å øke i intensitet. Utviklingen av VID3 er også ulik i den galliumdopede og den bordopede prøven. Signalet til den galliumdopede prøven holder seg stabilt gjennom hele forsøk, mens signalet til

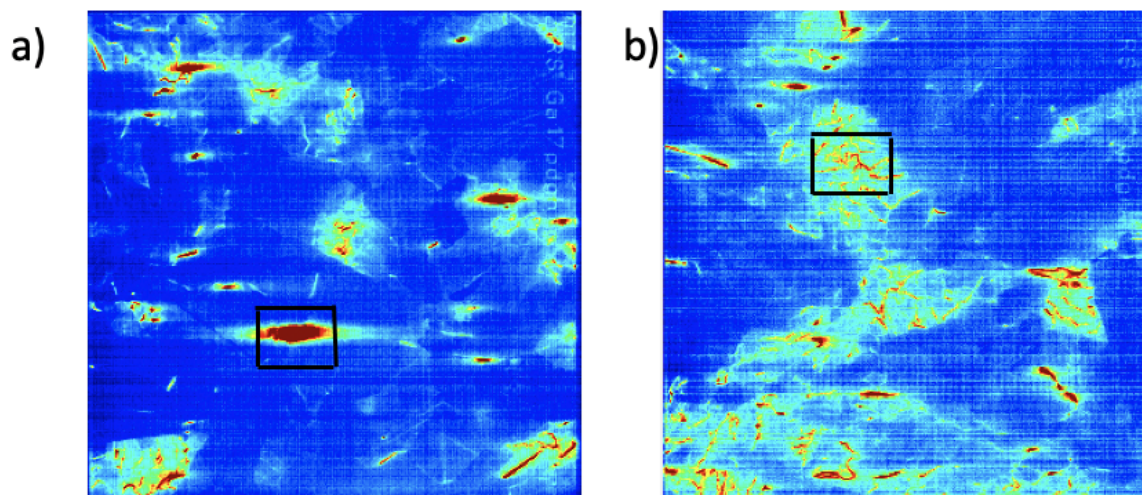
den bordopede prøven varierer i større grad. Dette kan skyldes at det ikke er samme punkt i hvert bilde.

Mehl et al. (2019) studerte den relative endringen til PL spekteret med hensyn på LeTID, som viser at signalene DRL responderer annerledes på LeTID enn BB signalet. Denne studien viste en svekking av D3 signalet under degenereringen med en påfølgende regenerering. Det relative D07, D1 og D2 signalet var ganske likt under degenereringen, og økte litt i regenereringen [51]. Dette er de samme tendensene som er funnet i dette forsøket for D1 og D2, hvor de er stabile ved LID og degenerering, og øker noe ved regenerering. D07 signalet har stor variasjon i målingene, og det går derfor ikke å trekke noen konklusjoner ut fra dette. Fra utviklingen til D3 signalene i dette forsøket, ser det ut til at funnene for den bordopede prøven er likt som i studien nevnt overfor, men at signalet til den galliumdopede prøven har en litt annen utvikling.

4.2.7 Fordeling av signalene

Fra figurene som viser den romlige utviklingen av D1 og D2 signalet, figur 4.33 og 4.36 for den galliumdopede prøven og figur 4.34 og 4.37 for den bordopede prøven, kan det se ut til at fordelingen av defektene er ulike. For den galliumdopede prøven kan det se ut til at defektene er i dislokasjonsklustere. Det ser ikke ut til å være noen defekter i korn grensene for den galliumdopede prøven. I den bordopede prøven kan det se mer ut til at de nevnte signalene sprer seg ut i korn grensene. Dette kan komme av hvordan signaler samler seg under produksjon. Det kan også ha en betydning hvilke defekter som dominerer, hvor sterke disse effektene er og da hvilken utbredelse de har.

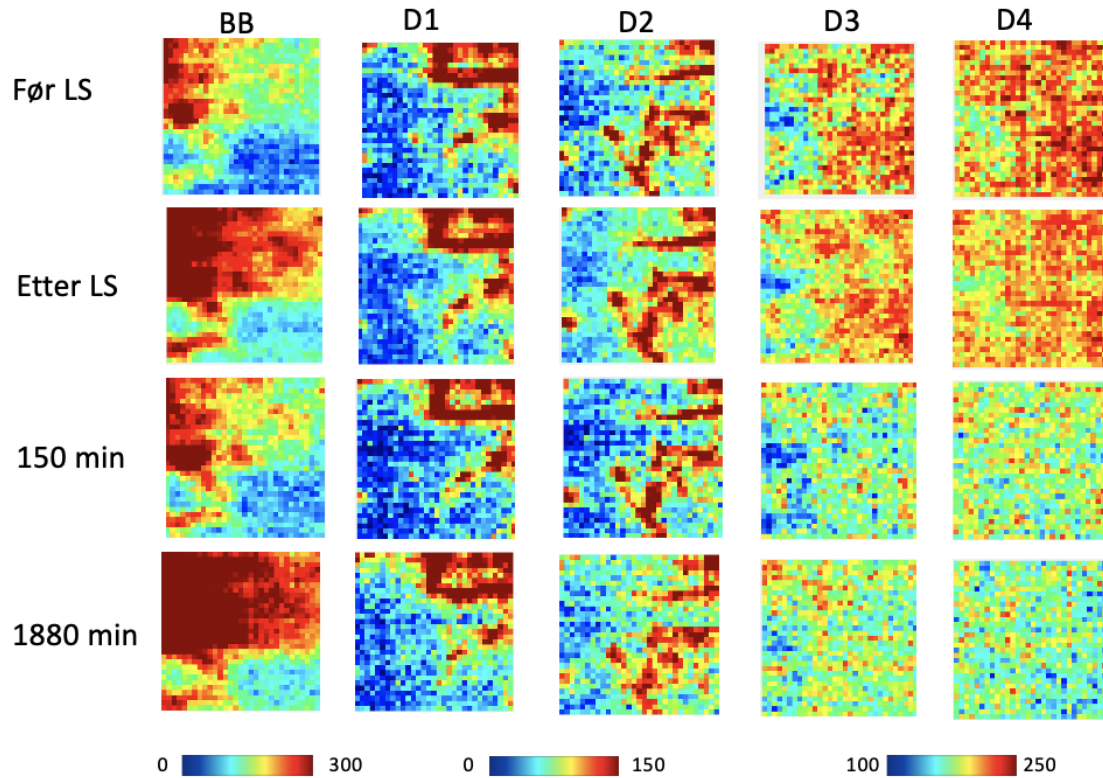
For å se om forskjellen i fordelingen av signaler kan forstås bedre blir det valgt ut ett område i den galliumdopede prøven og ett område i den bordopede prøven som vist i figur 4.45. Dette blir gjort for å få et klarere bilde på hvilke av defektene som er i områdene og hvordan defektene er tilstede. Det blir fra hver prøve valgt ut et område med sterk DRL, i den galliumdopede prøven et område hvor det er en punktdefekt, og i den bordopede et område hvor det ser ut til at signalene er i subkorn grensene.



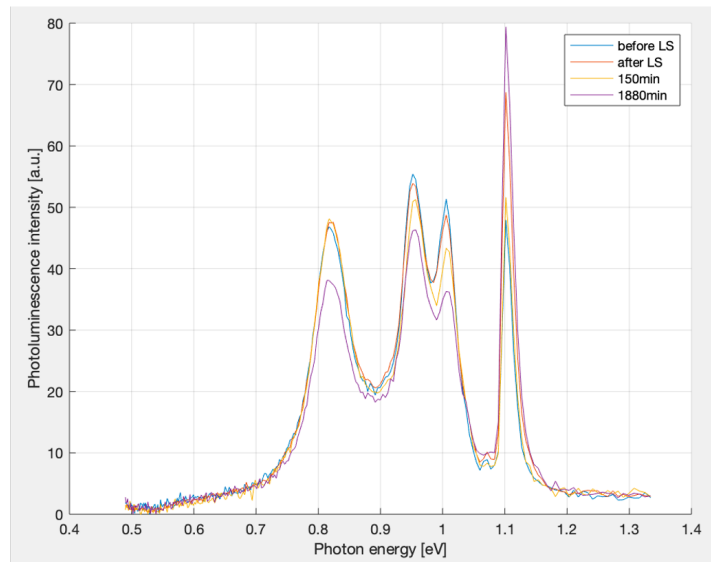
Figur 4.45 Områdene valgt ut for å se nærmere på DRL signalene for, a) den galliumdopede prøven og b) den bordopede prøven.

Område fra bordopet prøve

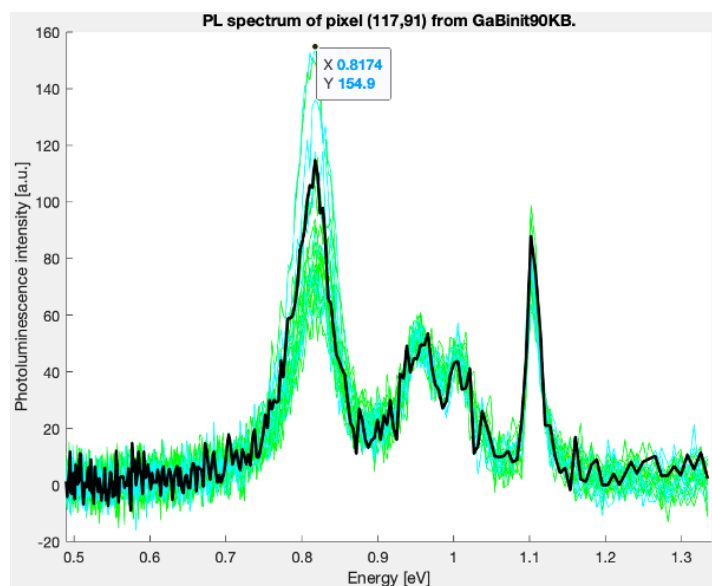
For området valgt ut fra den bordopede prøven hvor det er forventet svakt BB signal, er den romlige utviklingen av signalet presentert i figur 4.46. Fra denne fremstillingen kan det se ut til at D1 og D2 er ganske stabile gjennom LeTID prosessen, mens D3 og D4 signalet blir svakere når prøven degenereres. Intensiteten til D07 signalet var så lav at det ikke var interessant å se nærmere på den defekten. BB signalet ser ut til å bli sterkere gjennom lightsoakingen i dette området, før det så blir som forventet svakere når prøven er degenerert og sterkere når prøven er regenerert. Den spektrale utviklingen er presentert i figur 4.47, og viser sterke toppe i 0,8174 eV, 0,952 eV, 1,006 eV, samt BB signalet i 1,102 eV. Dette indikerer at i dette området er det sterke D1, D3 og D4 defekter. Det ble valgt ut en piksel som det ble sett på spekteret til sammen med nærliggende piksler. Fra figur 4.48 ser man at pikslene i det valgte området har ulik intensitet på toppene, men at toppene ligger i det samme området for de fleste pikslene.



Figur 4.46 Romlig utvikling for signalene i området valgt fra den bordopede prøven



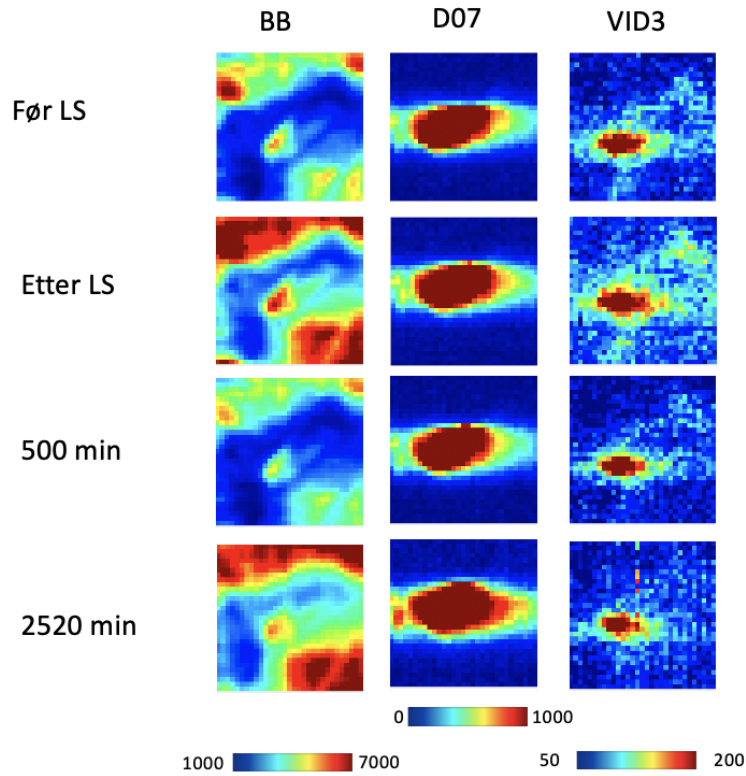
Figur 4.47 Spektrale utvikling for signalene i området valgt fra den bordopede prøven.



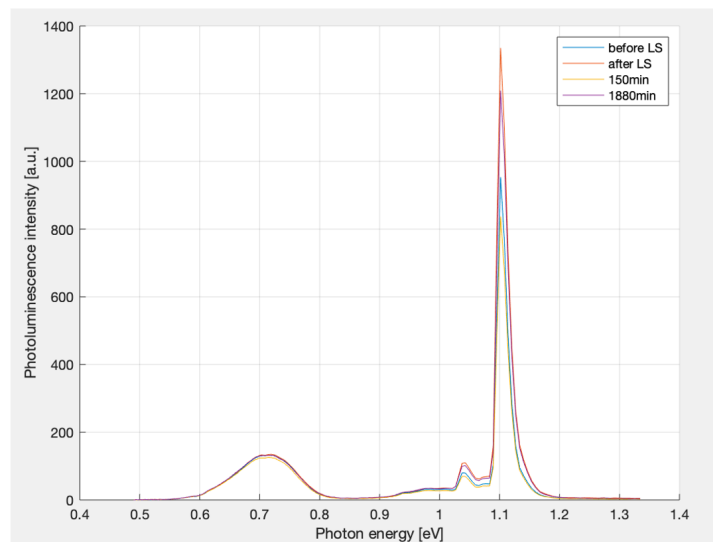
Figur 4.48 Spektrale utvikling for en valgt piksel i området valgt fra den bordopede prøven. Den svarte linja er den valgte pikselen, og de grønne og blå pikslene i nærheten.

Område fra galliumdopet prøve

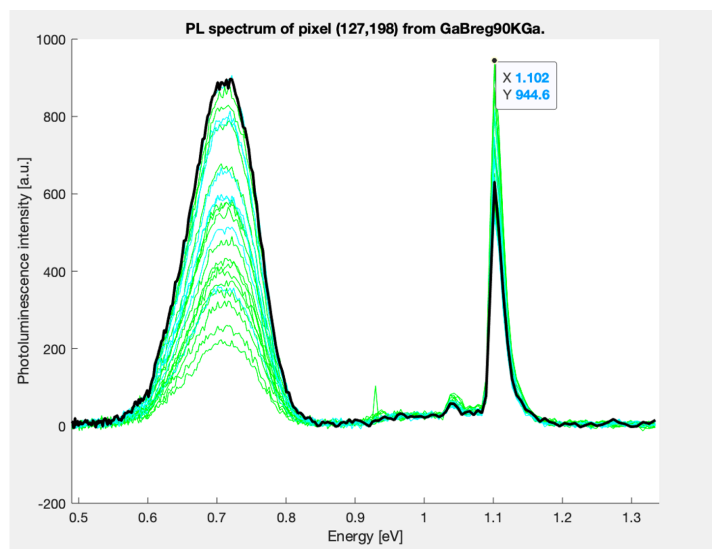
I dette området viser den spektrale utviklingen i figur 4.50 en sterk topp i området 0,7 eV samt. i 1,102 eV. Det vil si at i tillegg til BB signal, har dette området en sterk D07 defekt. Spekteret til den pikselen som ble valgt ut er presentert i figur 4.51, og viser en D07 punktdefekt. Fra dette plottet ser man at for denne og de nærliggende pikslene er det D07 og BB signalene som dominerer. Intensiteten til pikslene varierer i stor grad i dette området. Den romlige utviklingen av signalene er presentert i figur 4.49. For dette området var det BB, D07 og VID3 som var interessant å undersøke. Dette skyldes at siden D07 signalet er så sterk, er D1 signalet fononreplika av dette. Dette vises på spekteret i figur 4.50, hvor D07 signalet er så bredt at energinivået til D1 signalet er i D07 spekteret. Det samme gjelder for D4 signalet, det er fononreplika av BB signalet. D2 signalet var så svakt at det ikke var interessant og se nærmere på. D3 signalet er et punkt, noe som indikerer at det er VID3.



Figur 4.49 Romlig utvikling for signalene i området valgt fra den galliumdopede prøven.



Figur 4.50 Spektrale utvikling for signalene i området valgt fra den galliumdopede prøven.



Figur 4.51 Spektrale utvikling for en valgt piksel i området valgt fra den galliumdopede prøven. Den svarte linja er den valgte pikselen, og de grønne og blå pikslene i nærheten.

Som nevnt kan det se ut til at spredningen av de defektrelatererte signalene er ulik, og det var derfor interessant med et dypere innblikk i noen valgte områder. Figur 4.50 viser den spektrale utviklingen til den galliumdopede prøven. Her kan man se at det er D07 som er den dominerende defekten. I område valgt ut fra den bordopede prøven er det flere defekter tilstede, som er vist i den spektrale utviklingen i figur 4.47. Det er sterke topper i områdene hvor D1, D3 og D4 befinner seg.

4.3 Svakheter ved metode

Det ble gjort to separate forsøk med ulikt sett prøver. I denne oppgaven ble det første forsøket brukt som en test for hvordan det andre forsøket kunne optimaliseres. Forsøkene er gjort med ulikt utstyr og delvis ulik fremgangsmåte, dermed blir det vanskelig å sammenlikne resultatene. Ideelt sett burde det vært gjort to eller flere identiske forsøk for å sikre at resultatene gir et riktig bilde på LeTID mekanismen i silisium dopet med bor og gallium.

Det er flere usikkerhetsmomenter knyttet til forsøkene tatt ved 90 K. Selv om det ble gjort flere tiltak, som bruk av pappesker for å hindre tåke, og tatt gjennomsnittet av tre bilder, var det vanskelig å forhindre påvirkning fra faktorer utenfra. Dette vises også igjen på plottene som følger bånd til bånd signalet gjennom prosessen. Årsaken til ustabiliteten i signalet kan komme av at prøvene ikke ble kjølt tilstrekkelig ned i alle bildetakingene, det kan også skyldes at rim ikke ble skrapet godt nok av prøveholderen, eller at det forekom tåke på prøvene under bildetakingen.

Menneskelige feil og feil i utstyr kan også ha hatt en betydning, og det hadde derfor vært nødvendig med to identiske forsøk for å minimalisere disse feilene. Mot slutten av forsøket sank verdiene av intensiteten til bånd til bånd signalet litt. I og med at det ble brukt en referanseprøve, men samme signal, kunne dette tas hensyn til og fikk dermed ikke så stor betydning for resultatet.

5. Konklusjon og videre arbeid

5.1 Konklusjon

I denne studien var hovedmålet å undersøke forskjellen i lys og økt temperaturforårsaket degenerering i bor- og galliumdopet silisium ved bruk av hyperspektral avbildning. Det er blitt undersøkt effekten LeTID har på bånd til bånd og defektrelatert luminescens signaler. Dette ble gjort ved undersøkning av kommersielt tilgjengelige p-type høytytelses multikrystallinske silisium wafere. Prøvene var pre-prosessert med en PDGH behandling. Det ble gjort to nesten identiske forsøk. I begge forsøkene ble prøvene utsatt for to behandlingsprosesser, først svakt lys i romtemperatur for å fremprovosere LID. Her ble prøvene bestrålt med et 1,5 AM spektrum med styrke på 0,16 soler i romtemperatur. Deretter ble prøvene lagt ved sterk lys i høy temperatur for å fremprovosere LeTID. Her ble prøvene bestrålt med et 1,5 AM spektrum med styrke på 1 sol og 130 °C. Underveis ble det tatt hyperspektrale bilder ved 90 K i det første forsøket, og ved 90 K og i romtemperatur i det andre forsøket.

Ved analyse av prøvene med ulikt dopematerialet ble gjort noen interessante funn. Det første er at det ble påvist LID i waferene dopet med bor og gallium i begge forsøkene. Den bordopede prøven degenererte som forventet når prøvene ble lagt ved 0,16 soler i romtemperatur, grunnet BO-LID. I og med at degenereringen er kjent knyttet til en reaksjon mellom bor og oksygen var det ikke forventet en degenerering i den galliumdopede prøven. Siden også den galliumdopede prøven degenererte ved LID, er det nærliggende å tro at LID ikke er en ren BO-LID.

Den andre observasjonen fra denne studien var at det ble funnet LeTID for begge dopematerialene. Dette indikerer at LeTID mekanismen kan være knyttet til noe annet en dopematerialet til silisium. Den bordopede prøven degenererte i større grad og prosessen gikk forttere enn for den galliumdopede prøven. Dette kan bety at deler av degenereringen kan forklares av mekanismer knyttet til dopematerialet. Selv om forsøkene viste LeTID for begge prøvene, kan det ikke fra denne studien konkluderes med at det er samme mekanisme som forårsaker degenereringen for de ulikt dopede waferene.

Siden bordopede PERC-solceller i stor grad er utsatt for LID og LETID har gallium de

siste årene blitt introdusert som et alternativ for p-doping av silisium. Denne studien viser at det også er LID og LeTID i wafere dopet med gallium, men i mindre grad enn i wafere dopet med bor. Gallium som dopematerialet er derfor interessant i å gå videre med. For å få en optimal effektivitet vil det være nødvendig å finne metoder å begrense degenereringen på.

Det ble funnet DRL signaler(D07, D1, D2, D3/D4 og VID3) i begge prøvene. Utviklingen av disse viste at intensiteten til DRL signalene blir påvirket av LeTID, i ulik grad for de ulike defektene. D07, D1 og D2 signalene har lik utvikling for de to prøvene, mens D3 og VID3 utvikler seg ulikt. Det ble ikke funnet noen DRL signaler som aktiveres eller forsvinner som et resultat av LeTID i den gallium- eller den bordopede prøven. Det er ingen økning i DRL signalene som kan forklare LeTID.

Til slutt ble det sett at fordelingen av signaler var litt ulik i de to prøvene. I den galliumdopede prøven fordeler signalene seg hovedsakelig i dislokasjonsklustere, mens i den bordopede prøven er signalene i størst grad fordelt i korngrensene.

5.2 Videre arbeid

For å få et bedre innblikk i LeTID mekanismen til gallium vil det være interessant å gjøre forsøk på galliumdopet silisium med ulik behandling. I tidligere masteroppgaver og andre forskningsrapporter er det blitt gjort flere forsøk på å forstå LeTID mekanismen i bordopede prøver. Her er det blant annet blitt funnet ut at det kun er LeTID i overflatepassivert bordopet silisium med bruk av hydrogen. Dette vil også være interessant å gjøre med galliumdopede prøver. Det er ikke gitt at det er samme mekanisme i begge prøvene som forårsaker degenereringen. Hvis det også blir funnet at i galliumdopet silisium er det kun LeTID i prøver som er passivert og behandlet med bulkhydrogen, vil dette støtte ytterligere opp om at LeTID mekanismen er knyttet til hydrogen, også for wafere dopet med gallium. Fra tidligere forsøk er det funnet at galliumdopede prøver er stabile under innstråling, uavhengig av plassering i ingot [40]. Dette hadde vært interessant å gjenta, og blitt sett i sammenheng med degenerering av bordopede wafere med hensyn på plassering i ingot.

Det vil være interessant å få bedre forståelse av DRL signaler sin utvikling i bor- og galliumdopet silisium. Ved å se dypere på forskjellen i DRL signalene i wafere dopet med bor og gallium, kan man se om det er signaler som endrer seg annerledes i bordopet silisium enn i galliumdopet silisium. En måte å gjøre dette på vil være å analysere punkter, hvor utviklingen av signalene undersøkes. Dette vil gi en bedre forståelse i ulikhetene med de to stoffene som dopematerialet. Videre kan man fra dette også se

tydeligere om det er noen DRL signaler LeTID er koblet til. I dette forsøket er det gjort en enkel analyse på dette, men det vil være interessant med videre undersøkelser på dette.

Forsøket som ble gjort i forbindelse med denne studien ble kun gjentatt en gang med samme utstyr, og det vil dermed også være interessant og kvalitets sikre resultatene ved å gjenta dette forsøket.

Referanser

- [1] Agreement, Paris, “Paris agreement,” in *Report of the Conference of the Parties to the United Nations Framework Convention on Climate Change (21st Session, 2015: Paris)*. Retrived December, vol. 4, p. 2017, HeinOnline, 2015.
- [2] T. M. Razykov, C. S. Ferekides, D. Morel, E. Stefanakos, H. S. Ullal, and H. M. Upadhyaya, “Solar photovoltaic electricity: Current status and future prospects,” *Solar energy*, vol. 85, no. 8, pp. 1580–1608, 2011.
- [3] International Energy Agency, “Strategic pv analysis and outreach,” 2020.
- [4] International Energy Agency, “Renewables 2020 data explorer,” 2019.
- [5] International Energy Agency, “Evolution of solar pv module cost by data source, 1970-2020,” 2020.
- [6] E. BELLINI, “Danish fjord to host 400 mw of solar.” Hentet fra <https://www.pv-magazine.com/2020/03/18/danish-fjord-to-host-400-mw-of-solar/>, 2020. Hentet 2021/22/04.
- [7] W. Shockley and H. J. Queisser, “Detailed balance limit of efficiency of p-n junction solar cells,” *Journal of applied physics*, vol. 32, no. 3, pp. 510–519, 1961.
- [8] National Renewable Energy Laboratory, “Best research-cell efficiency chart,” 2020.
- [9] F. Kersten, P. Engelhart, H.-C. Ploigt, A. Stekolnikov, T. Lindner, F. Stenzel, M. Bartzsch, A. Szpeth, K. Petter, J. Heitmann, *et al.*, “Degradation of multicrystalline silicon solar cells and modules after illumination at elevated temperature,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 142, pp. 83–86, 2015.
- [10] G. Fischera, F. Wolnya, H. Neuhaus, and M. Müllera, “Aspects of gallium doping for perc solar cells,” in *Presented at the 37th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, vol. 7, p. 11, 2020.
- [11] N. E. Grant, P. P. Altermatt, T. Niewelt, R. Post, W. Kwapil, M. C. Schubert, and J. D. Murphy, “Gallium-doped silicon for high-efficiency commercial passivated emitter and rear solar cells,” *Solar RRL*, vol. 5, no. 4, p. 2000754, 2021.
- [12] A. H. Smets, K. Jäger, O. Isabella, R. A. Swaaij, and M. Zeman, *Solar Energy: The physics and engineering of photovoltaic conversion, technologies and systems*. UIT Cambridge, 2015.

-
- [13] A. Graf, *Simultaneous Bulk Degradation and Regeneration of BO-LID and LeTID via Laser Illumination*. PhD thesis, 2021.
- [14] J. Schmidt and K. Bothe, “Structure and transformation of the metastable boron- and oxygen-related defect center in crystalline silicon,” *Physical review B*, vol. 69, no. 2, p. 024107, 2004.
- [15] T. Mehl, “Hyperspectral photoluminescence imaging of silicon wafers and solar cells,” 2018.
- [16] C. J. Chen, *Physics of solar energy*. John Wiley and Sons, 2011.
- [17] A. Augusto, S. Y. Herasimenka, R. R. King, S. G. Bowden, and C. Honsberg, “Analysis of the recombination mechanisms of a silicon solar cell with low bandgap-voltage offset,” *Journal of Applied Physics*, vol. 121, no. 20, p. 205704, 2017.
- [18] N. W. Ashcroft, N. D. Mermin, *et al.*, *Solid state physics*, vol. 2005. holt, rinehart and winston, new york London, 1976.
- [19] N. Drozdov, A. Patrin, and V. Tkachev, “Recombination radiation on dislocations in silicon,” *Jetp Lett*, vol. 23, no. 11, pp. 597–599, 1976.
- [20] A. Flø, I. Burud, K. Kvaal, R. Søndena, and E. Olsen, “Distribution of radiative crystal imperfections through a silicon ingot,” *Aip Advances*, vol. 3, no. 11, p. 112120, 2013.
- [21] A. Blumenau, R. Jones, S. Öberg, P. Briddon, and T. Frauenheim, “Dislocation related photoluminescence in silicon,” *Physical Review Letters*, vol. 87, no. 18, p. 187404, 2001.
- [22] S. Ostapenko, I. Tarasov, J. Kalejs, C. Haessler, and E. Reisner, “Defect monitoring using scanning photoluminescence spectroscopy in multicrystalline silicon wafers,” *Semiconductor science and technology*, vol. 15, no. 8, p. 840, 2000.
- [23] T. Sekiguchi and K. Sumino, “Cathodoluminescence study on dislocations in silicon,” *Journal of applied physics*, vol. 79, no. 6, pp. 3253–3260, 1996.
- [24] R. Sauer, J. Weber, J. Stolz, E. Weber, K.-H. Küsters, and H. Alexander, “Dislocation-related photoluminescence in silicon,” *Applied Physics A*, vol. 36, no. 1, pp. 1–13, 1985.
- [25] S. Pizzini, M. Guzzi, E. Grilli, and G. Borionetti, “The photoluminescence emission in the 0.7-0.9 eV range from oxygen precipitates, thermal donors and dislocations in silicon,” *Journal of Physics: Condensed Matter*, vol. 12, no. 49, p. 10131, 2000.
- [26] M. A. Green, “Solar cells: operating principles, technology, and system applications,” *Englewood Cliffs*, 1982.
- [27] P. Hofmann, *Solid state physics: an introduction*. John Wiley and Sons, 2015.

- [28] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Materials science and engineering: an introduction*, vol. 9. Wiley New York, 2018.
- [29] K. Ramspeck, S. Zimmermann, H. Nagel, A. Metz, Y. Gassenbauer, B. Birkmann, and A. Seidl, “Light induced degradation of rear passivated mc-si solar cells,” 2012.
- [30] M. T. Luka, S. GroBer, and C. Hagendorf, “Light induced degradation-defect gettering at grain boundaries,” in *33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, p. 413, 2018.
- [31] M. Kim, D. Chen, M. Abbott, S. Wenham, and B. Hallam, “Role of hydrogen: Formation and passivation of meta-stable defects due to hydrogen in silicon,” in *AIP Conference Proceedings*, vol. 1999, p. 130010, AIP Publishing LLC, 2018.
- [32] D. Bredemeier, D. C. Walter, R. Heller, and J. Schmidt, “Impact of hydrogen-rich silicon nitride material properties on light-induced lifetime degradation in multicrystalline silicon,” *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters*, vol. 13, no. 8, p. 1900201, 2019.
- [33] M. A. Jensen, A. Zuschlag, S. Wieghold, D. Skorka, A. E. Morishige, G. Hahn, and T. Buonassisi, “Evaluating root cause: The distinct roles of hydrogen and firing in activating light-and elevated temperature-induced degradation,” *Journal of Applied Physics*, vol. 124, no. 8, p. 085701, 2018.
- [34] D. Chen, P. Hamer, M. Kim, C. Chan, A. C. nee Wenham, F. Rougieux, Y. Zhang, M. Abbott, and B. Hallam, “Hydrogen-induced degradation: Explaining the mechanism behind light-and elevated temperature-induced degradation in n-and p-type silicon,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 207, p. 110353, 2020.
- [35] A. Zuschlag, D. Skorka, and G. Hahn, “Degradation and regeneration in mc-si after different gettering steps,” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 25, no. 7, pp. 545–552, 2017.
- [36] M. Wagner, F. Wolny, M. Hentsche, A. Krause, L. Sylla, F. Kropfgans, M. Ernst, R. Zierer, P. Bönisch, P. Müller, *et al.*, “Correlation of the letid amplitude to the aluminium bulk concentration and oxygen precipitation in perc solar cells,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 187, pp. 176–188, 2018.
- [37] U. Varshney, M. Abbott, A. Ciesla, D. Chen, S. Liu, C. Sen, M. Kim, S. Wenham, B. Hoex, and C. Chan, “Evaluating the impact of sin x thickness on lifetime degradation in silicon,” *IEEE Journal of Photovoltaics*, vol. 9, no. 3, pp. 601–607, 2019.
- [38] J. Schmidt, D. Bredemeier, and D. C. Walter, “On the defect physics behind light and elevated temperature-induced degradation (letid) of multicrystalline silicon solar cells,” *IEEE Journal of Photovoltaics*, vol. 9, no. 6, pp. 1497–1503, 2019.

- [39] R. Søndena, H. Haug, C. C. You, J. Zhu, and M. S. Wiig, “Evolution of defect densities with height in a hpmc-si ingot,” in *AIP Conference Proceedings*, vol. 2147, p. 140010, AIP Publishing LLC, 2019.
- [40] M. Sheoran, A. Upadhyaya, and A. Rohatgi, “A comparison of bulk lifetime, efficiency, and light-induced degradation in boron-and gallium-doped cast mc-si solar cells,” *IEEE transactions on electron devices*, vol. 53, no. 11, pp. 2764–2772, 2006.
- [41] D. Bredemeier, D. C. Walter, and J. Schmidt, “Possible candidates for impurities in mc-si wafers responsible for light-induced lifetime degradation and regeneration,” *Solar RRL*, vol. 2, no. 1, p. 1700159, 2018.
- [42] R. Eberle, W. Kwapil, F. Schindler, M. C. Schubert, and S. W. Glunz, “Impact of the firing temperature profile on light induced degradation of multicrystalline silicon,” *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters*, vol. 10, no. 12, pp. 861–865, 2016.
- [43] D. Bredemeier, D. Walter, S. Herlufsen, and J. Schmidt, “Lifetime degradation and regeneration in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature,” *Aip Advances*, vol. 6, no. 3, p. 035119, 2016.
- [44] C. E. Chan, D. N. Payne, B. J. Hallam, M. D. Abbott, T. H. Fung, A. M. Wenham, B. S. Tjahjono, and S. R. Wenham, “Rapid stabilization of high-performance multicrystalline p-type silicon perc cells,” *IEEE Journal of Photovoltaics*, vol. 6, no. 6, pp. 1473–1479, 2016.
- [45] M. Yli-Koski, M. Serué, C. Modanese, H. Vahlman, and H. Savin, “Low-temperature dark anneal as pre-treatment for letid in multicrystalline silicon,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 192, pp. 134–139, 2019.
- [46] F. Kersten, F. Fertig, K. Petter, B. Klöter, E. Herzog, M. B. Strobel, J. Heitmann, and J. W. Müller, “System performance loss due to letid,” *Energy Procedia*, vol. 124, pp. 540–546, 2017.
- [47] A. Schneider and H. Feussner, *Biomedical engineering in gastrointestinal surgery*. Academic Press, 2017.
- [48] F. Vasefi, N. MacKinnon, and D. Farkas, “Hyperspectral and multispectral imaging in dermatology,” in *Imaging in Dermatology*, pp. 187–201, Elsevier, 2016.
- [49] M. Kamruzzaman and D.-W. Sun, “Introduction to hyperspectral imaging technology,” in *Computer vision technology for food quality evaluation*, pp. 111–139, Elsevier, 2016.
- [50] S. Glunz, S. Rein, W. Warta, J. Knobloch, and W. Wettling, “On the degradation of cz-silicon solar cells,” in *Proc. 2nd WC PVSEC*, 1998.

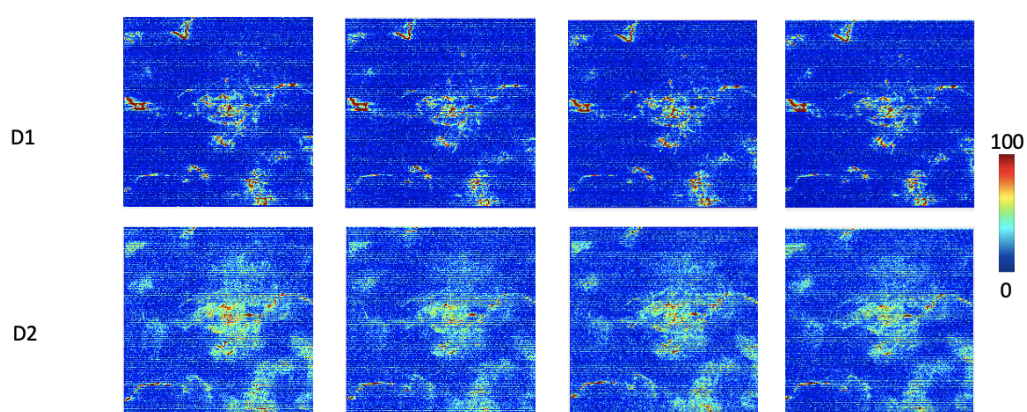
- [51] T. Mehl, T. Luka, D. Lausch, I. Burud, and E. Olsen, “Study of changes in pl spectrum from defects in perc solar cells with respect to letid,” in *AIP Conference Proceedings*, vol. 2147, p. 020008, AIP Publishing LLC, 2019.
- [52] J. M. Fritz, A. Zuschlag, D. Skorka, A. Schmid, and G. Hahn, “Temperature dependent degradation and regeneration of differently doped mc-si materials,” *Energy Procedia*, vol. 124, pp. 718–725, 2017.
- [53] T. Luka, M. Turek, and C. Hagendorf, “Defect formation under high temperature dark-annealing compared to elevated temperature light soaking,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 187, pp. 194–198, 2018.
- [54] Norsk elektro optikk, “Hyspex swir-384,” tech. rep., Oslo Norge.
- [55] C. Ruckebusch and L. Blanchet, “Multivariate curve resolution: a review of advanced and tailored applications and challenges,” *Analytica chimica acta*, vol. 765, pp. 28–36, 2013.
- [56] K. Kumar and A. K. Mishra, “Multivariate curve resolution alternating least square (mcr-als) analysis on total synchronous fluorescence spectroscopy (tsfs) data sets: Comparing certain ways of arranging tsfs-based three-way array,” *Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems*, vol. 147, pp. 66–74, 2015.
- [57] J. Jaumot, R. Gargallo, A. de Juan, and R. Tauler, “A graphical user-friendly interface for mcr-als: a new tool for multivariate curve resolution in matlab,” *Chemometrics and intelligent laboratory systems*, vol. 76, no. 1, pp. 101–110, 2005.
- [58] I. Burud, T. Mehl, A. Flo, D. Lausch, and E. Olsen, “Hyperspectral photoluminescence imaging of defects in solar cells,” *Journal of Spectral Imaging*, vol. 5, 2016.
- [59] J. Schmidt, A. G. Aberle, and R. Hezel, “Investigation of carrier lifetime instabilities in cz-grown silicon,” in *Conference Record of the Twenty Sixth IEEE Photovoltaic Specialists Conference-1997*, pp. 13–18, IEEE, 1997.
- [60] N. E. Grant, J. R. Scowcroft, A. I. Pointon, M. Al-Amin, P. P. Altermatt, and J. D. Murphy, “Lifetime instabilities in gallium doped monocrystalline perc silicon solar cells,” *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 206, p. 110299, 2020.
- [61] T. U. Nærland, S. Bernardini, H. Haug, S. Grini, L. Vines, N. Stoddard, and M. Bertoni, “On the recombination centers of iron-gallium pairs in ga-doped silicon,” *Journal of Applied Physics*, vol. 122, no. 8, p. 085703, 2017.
- [62] R. Post, T. Niewelt, J. Schön, F. Schindler, and M. C. Schubert, “Imaging interstitial iron concentrations in gallium-doped silicon wafers,” *physica status solidi (a)*, vol. 216, no. 10, p. 1800655, 2019.

- [63] Y. Yoon, Y. Yan, N. P. Ostrom, J. Kim, and G. Rozgonyi, “Deep level transient spectroscopy and minority carrier lifetime study on ga-doped continuous czochralski silicon,” *Applied Physics Letters*, vol. 101, no. 22, p. 222107, 2012.
- [64] J. Schmidt and D. Macdonald, “Recombination activity of iron-gallium and iron-indium pairs in silicon,” *Journal of applied physics*, vol. 97, no. 11, p. 113712, 2005.
- [65] J. Lindroos, M. Yli-Koski, A. Haarahiltunen, M. C. Schubert, and H. Savin, “Light-induced degradation in copper-contaminated gallium-doped silicon,” *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters*, vol. 7, no. 4, pp. 262–264, 2013.
- [66] E. Lohmüller, J. Greulich, P. Saint-Cast, S. Lohmüller, S. Schmidt, U. Belledin, T. Fellmeth, S. Mack, G. Emanuel, K. Krieg, *et al.*, “Front side optimization on boron-and gallium-doped cz-si perc solar cells exceeding 22% conversion efficiency,” in *Presented at the 37th European PV Solar Energy Conference and Exhibition*, vol. 7, p. 11, 2020.

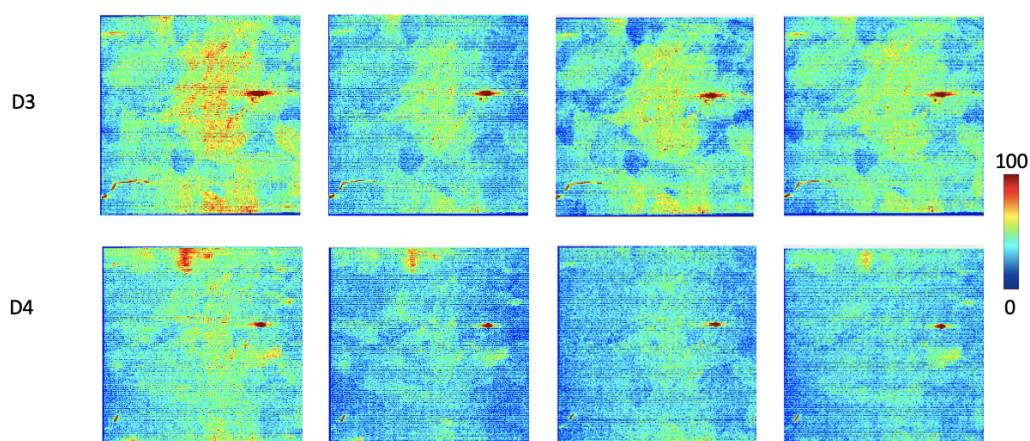
Appendices

A. Ekstra bilder og figurer

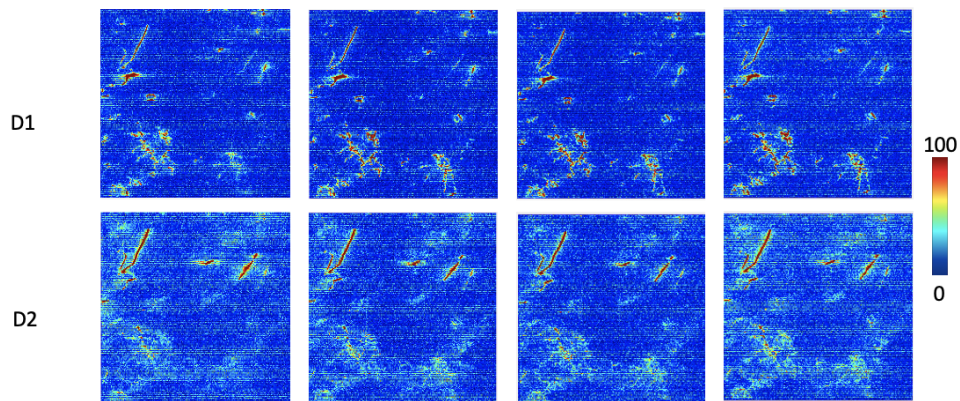
Utviklingen av DRL signalene for det første forsøket



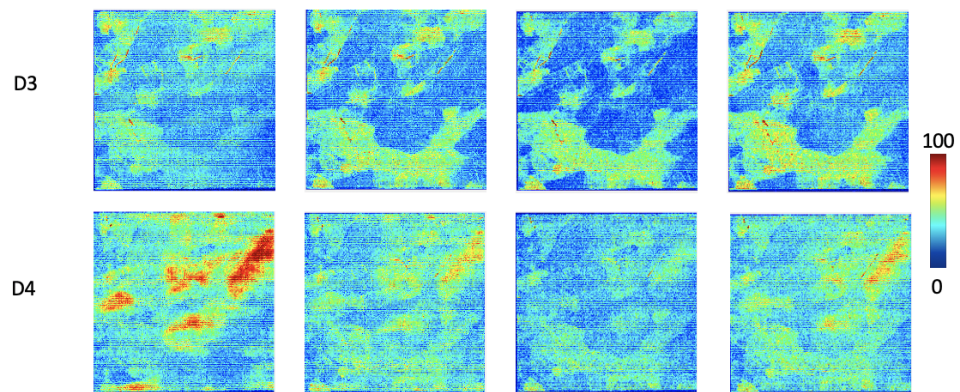
Figur A.1 Romlig utvikling av D1 og D2 signalet til den galliumdopede prøven, tatt ved 90 K.



Figur A.2 Romlig utvikling av D3 og D4 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.

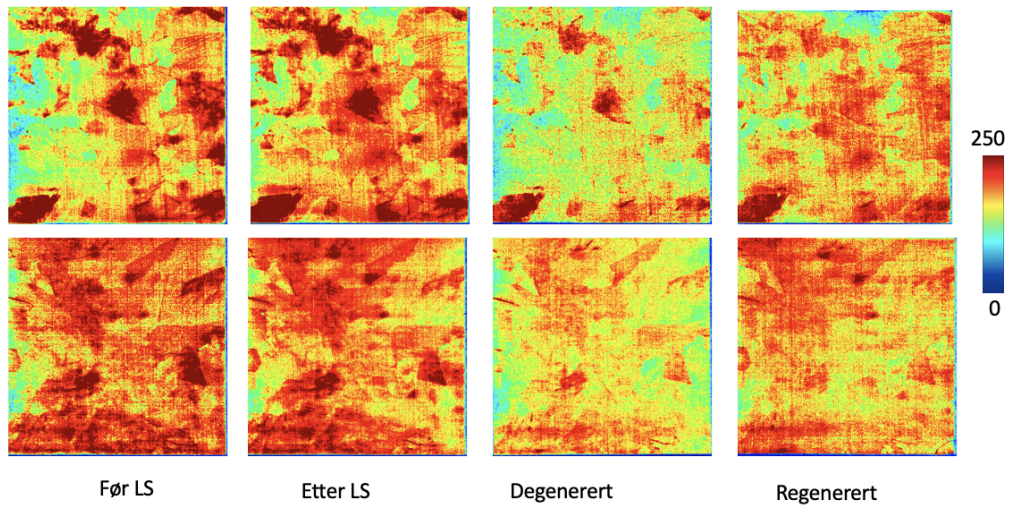


Figur A.3 Romlig utvikling av D1 og D2 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.



Figur A.4 Romlig utvikling av D3 og D4 signalet til den bordopede prøven, tatt ved 90 K.

Den romlige utviklingen av D4 signalet



Figur A.5 Romlig utvikling av D4 signalet, øverst for den galliumdopede prøven og nederst for den bordopede prøven.

B. Matlab script brukt i oppgaven

Alle skripene brukt i denne oppgaven er laget av Torbjørn Mehl.

Lage spekter, analysere signaler og tracke prosessen i det første forsøket

```
1  addpath ( '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/' );
2  addpath ( '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/Varme' );
3  %addpath ( '/Users/odaberge/Documents/MATLABHySpecKode' );
4  load( '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/eV_HySpec.mat' )
5  load( '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/nm_HySpec.mat' )
6  BB=(27:39);
7  %DRL=(46:200);D4=(48:52);D3=(59:64);D2=(77:82);D1=(93:99);D07=(116:143);
   SUB =(67:124);TD=(93:165);
8
9  %%
10 path = '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/Lightsoaking';
11 filename = 'GaB_0min_SWIR_384_SN3151_34800us_2021-02-21
   T140410_raw_rad_float32';
12 header_filename = fullfile(path, [filename '.hdr']);
13 image_filename = fullfile(path, [filename '.img']);
14 % Read the header file (.hdr) with the attached custom function.
15 hdr = read_envi_hdr(header_filename);
16 % Read the image file (.img) with a built-in MATLAB function.
17 hyperspectral_cube = multibandread(image_filename, hdr.size, [hdr.format
   =>'double'], hdr.header_offset, hdr.interleave, hdr.machine);
18 % Remove dead pixels
19 hyperspectral_cube = RemoveDeadPixels(hyperspectral_cube);
20 %
21 plot(imgSpectrum(hyperspectral_cube));
22 %%
23 PL = BB;
24 imtool(sum(hyperspectral_cube(:, :, :), 3), [], 'Colormap', jet)
25 %%
26 x_dim=202;
27 y_dim=209;
28
29 %% 0 min
```

```

30 x1=1;
31 x2=1;
32 x3 =1;
33 y=160;
34 hyperspectral_cubeGa0 =hyperspectral_cube(x1:x1+x_dim,y:y+y_dim,:);
35 hyperspectral_cubeB0 =hyperspectral_cube(x2:x2+x_dim,y:y+y_dim,:);
36 hyperspectral_cubeRef0 =hyperspectral_cube(x3:x3+x_dim,y:y+y_dim,:);
37 imtool(sum(hyperspectral_cubeGa0,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
38 imtool(sum(hyperspectral_cubeB0,3),[],'Colormap','jet','InitialMagnification
    ',400)
39 imtool(sum(hyperspectral_cubeRef0,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
40 %save('example.mat','hyperspectral_cubeGa','hyperspectral_cubeB','-v7.3')
41
42 %% 30min
43 x1=1;
44 x2=1;
45 x3=1;
46 y=1;
47 hyperspectral_cubeGa30 =hyperspectral_cube(x1:x1+x_dim,y:y+y_dim,:);
48 hyperspectral_cubeB30 =hyperspectral_cube(x2:x2+x_dim,y:y+y_dim,:);
49 hyperspectral_cubeRef30 =hyperspectral_cube(x3:x3+x_dim,y:y+y_dim,:);
50 imtool(sum(hyperspectral_cubeGa30,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
51 imtool(sum(hyperspectral_cubeB30,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
52 imtool(sum(hyperspectral_cubeRef30,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
53 %save('example.mat','hyperspectral_cubeGa','hyperspectral_cubeB','-v7.3')
54 %% 60 min
55 x1=1;
56 x2=1;
57 x3=1;
58 y=1;
59 hyperspectral_cubeGa60 =hyperspectral_cube(x1:x1+x_dim,y:y+y_dim,:);
60 hyperspectral_cubeB60 =hyperspectral_cube(x2:x2+x_dim,y:y+y_dim,:);
61 hyperspectral_cubeRef60 =hyperspectral_cube(x3:x3+x_dim,y:y+y_dim,:);
62 imtool(sum(hyperspectral_cubeGa60,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
63 imtool(sum(hyperspectral_cubeB60,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
64 imtool(sum(hyperspectral_cubeRef60,3),[],'Colormap','jet','
    InitialMagnification',400)
65 %save('example.mat','hyperspectral_cubeGa','hyperspectral_cubeB','-v7.3')
66 %% 90 min
67 x1=1;

```

```

68 x2=1;
69 x3=1;
70 y=1;
71 hyperspectral_cubeGa90 =hyperspectral_cube(x1:x1+x_dim,y:y+y_dim,:);
72 hyperspectral_cubeB90 =hyperspectral_cube(x2:x2+x_dim,y:y+y_dim,:);
73 hyperspectral_cubeRef90 =hyperspectral_cube(x3:x3+x_dim,y:y+y_dim,:);
74 imtool(sum(hyperspectral_cubeGa90,3),[],'Colormap','jet',
        InitialMagnification',400)
75 imtool(sum(hyperspectral_cubeB90,3),[],'Colormap','jet',
        InitialMagnification',400)
76 imtool(sum(hyperspectral_cubeRef90,3),[],'Colormap','jet',
        InitialMagnification',400)
77 %save('example.mat','hyperspectral_cubeGa','hyperspectral_cubeB','-v7.3')
78 %% Gallium
79 figure
80 hold on
81 p1 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeGa0),'Color','b',
        LineWidth',2,'DisplayName','Ga 90 K 0h');
82 p2 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeGa30),'Color','r',
        LineWidth',2,'DisplayName','GA 90 K 14h');
83 p3 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeGa60),'Color','k',
        LineWidth',2,'DisplayName','Ga 90 K 41h');
84 p4 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeGa90),'Color','g',
        LineWidth',2,'DisplayName','Ga 90 K 64h');
85
86 xlim([0.49 1.3])
87 %ylim([-3 3000])
88 legend([p1],'Location','northwest');
89 title('0h 90K eV')
90 xlabel('Photon energy [eV]')
91 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
92 grid on
93 hold off
94 %% Bor
95 figure
96 hold on
97 p1 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeB0),'Color','b',
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 0h');
98 p2 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeB30),'Color','r',
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 14h');
99 p1 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeB60),'Color','k',
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 41h');
100 p2 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeB90),'Color','g',
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 64h');
101 xlim([0.49 1.3])
102 %ylim([-3 3000])
103 legend([p1],'Location','northwest');

```



```

104 title('0h 90K eV')
105 xlabel('Photon energy [eV]')
106 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
107 grid on
108 hold off
109 %% Refranse
110 figure
111 hold on
112 p1 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeRef0),'Color','b','
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 0h');
113 p2 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeRef30),'Color','r','
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 14h');
114 p1 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeRef60),'Color','k','
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 41h');
115 p2 = plot(eV_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeRef90),'Color','g','
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 64h');
116 xlim([0.49 1.3])
117 %ylim([-3 3000])
118 legend([p1],'Location','northwest');
119 title('0h 90K eV')
120 xlabel('Photon energy [eV]')
121 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
122 grid on
123 hold off
124 %%
125 figure
126 hold on
127 %p1 = plot(nm_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cube),'Color','b','
        LineWidth',2,'DisplayName','Test D 293 K');
128 p1 = plot(nm_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeGa),'Color','b','
        LineWidth',2,'DisplayName','Ga 90 K 0h');
129 p2 = plot(nm_HySpec,imgSpectrum(hyperspectral_cubeB),'Color','r','
        LineWidth',2,'DisplayName','B 90 K 0h');
130 xlim([950 2520])
131 %ylim([-3 3000])
132 legend([p1],'Location','northeast');
133 title('0h 90K nm')
134 xlabel('Photon wavelength [nm]')
135 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
136 grid on
137 hold off

```

Fjerne bakgrunnstøy

```

1 % New version, instead of load_subtract_correctTMfast
2 %

```

```

3 % Use median of all dark frames
4 % Use Background matrix generated from 08jan2018 recording
5 % Set NaN in pixel (1,1) and (2,1)
6 %
7 % NEED TO BE IN THE SAME FOLDER AS THE FOLLOWING 5 FILES:
8 % BGcorrmatrTM_BG20XXXXtintXXdYXX.mat
9 % dctn.m
10 % idctn.m
11 % readenvihdr.m
12 % smoothn.m
13
14 function [a1]=load_subtract_correct_v20210310_Oda(fn)
15     % Load general background correction matrix
16
17     thdr = readenvihdr([fn, '.hdr']);
18     nl = str2num(thdr.lines);
19     ns = str2num(thdr.samples);
20     nb = str2num(thdr.bands);
21     ds = str2num(thdr.autodarkstartline)+5; % +5, autodarkstartline NOT
        exact
22
23     tintms = str2num(thdr.tint);
24
25     switch tintms
26         case 20
27             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20210202tint20dY10.mat
                ');
28         case 18
29             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20190423tint18dY10.mat
                ');
30         case 15
31             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20191230tint15dY10.mat
                ');
32         case 10
33             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20190722tint10dY10.mat
                ');
34         case 5
35             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_GaB_LS_BGtint5dY10.mat')
                ;
36         case 3
37             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_GaB_LS_BGtint3dY10.mat')
                ;
38         case 2.5
39             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20190201_2_5tint2dY10.
                mat');
40         case 0.5
41             BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20200910tint0_5dY10.

```

```

        mat');
42     otherwise
43         warning('No background correction matrix made for exposure time
        = %s ', num2str(tintms))
44         BGcorrmatrTM = importdata('BGcorrmatrTM_BG20210202tint20dY10.mat
        ');
45     end
46
47     a1 = multibandread([fn, '.raw'], [nl, ns, nb], 'uint16', 0, thdr.interleave, '
        ieee-le');
48     % Finding the background (atmp) from the dark part at the end of the
        image:
49     BGend=squeeze(median(a1(ds:nl, :, :), 1));
50
51     % Defining the part of the image that should be used as a reference
        value
52     % to scale the background:
53     lambda_min=237;
54     lambda_max=256;
55     y_min=70;
56     y_max=250;
57
58     % Finding the reference value for the end background
59     BGend_ref = median(median(BGend(y_min:y_max, lambda_min:lambda_max), 1), 2)
        ;
60
61     % Finding the reference value for each frame
62     frame_ref = median(median(a1(:, y_min:y_max, lambda_min:lambda_max), 2), 3);
63
64     % Subtracting this background from the entire image
65     for i=1:nl
66         a1(i, :, :)=squeeze(a1(i, :, :))-BGend;
67     end
68
69     % Finding its reference value
70     BGcorrmatr_ref = median(median(BGcorrmatrTM(y_min:y_max, lambda_min:
        lambda_max), 1), 2);
71     % Creating the "extra backgroundsubtraction tensor"
72     frame_ref = (frame_ref - BGend_ref)/BGcorrmatr_ref;
73     frame_ref = smoothn(frame_ref);
74
75     for i=1:nl
76         a1(i, :, :)=squeeze(a1(i, :, :)) - BGcorrmatrTM(:, :, :)*frame_ref(i) ;
77     end
78
79     end

```

Lage median av tre bilder

```

1 % WorkscriptMakeMedianFrom3img.m
2 addpath ( '/Users/odaberge/Documents/Oda' );
3 addpath ( '/Users/odaberge/Documents/Matlab' );
4 addpath ( '/Users/odaberge/Documents/Oda/MakeMedian3' );
5 addpath ( '/Users/odaberge/Documents/Matlab/Forsk2' );
6 addpath ( '/Users/odaberge/Documents/Matlab/LS_2' );
7
8 %funksjoner i filer som brukes: dftregistration.m getDyAdjustment3.m
9 getRowShift2img.m insertDroppedFrames.m MakeMedian3img.m
10 close all hidden
11 % lukker alle bilder
12 clear ;
13 BB=(30:34);D4=(48:52);D3=(59:64);D2=(77:82);D1=(93:99);D07=(116:143);
14 DRL=(46:200);
15 % HARDCODE input:
16 fn = 'GaB_150min_90KB';
17 fnOut = [fn, 'B'];
18 imgRef = importdata( '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/med3/
    med3GaB_init_90KB.mat' );
19 outputdir = '/Users/odaberge/Documents/MATLAB/med3';
20 minRange = 0;
21 maxRange = 25000;
22 magn = 164;
23 PL = BB;
24
25 img1 = load_subtract_correct_v20210310_Oda ([fn, '-1']);
26 img2 = load_subtract_correct_v20210310_Oda ([fn, '-2']);
27 img3 = load_subtract_correct_v20210310_Oda ([fn, '-3']);
28 %Se etter om det er noen feil p bildene og bestem hvordan de skal
    croppes:
29 imtool(sum(img1(:, :, PL), 3), [minRange maxRange], 'Colormap', jet)
30 imtool(sum(img2(:, :, PL), 3), [minRange maxRange], 'Colormap', jet)
31 imtool(sum(img3(:, :, PL), 3), [minRange maxRange], 'Colormap', jet)
32
33 % Justeringer pga dropped frames i opptak
34 %function [imgNaN] = insertDroppedFrames(ImgOrg, IncidentFrame,
    DroppedFrames)
35 %fn = 'GaB_init_273K-2';
36 %img2 = insertDroppedFrames(img2, 440, 5);
37 %imtool(sum(img2(:, :, PL), 3), [], 'Colormap', jet)
38 %img3 = insertDroppedFrames(img3, 43, 4);
39 %imtool(sum(img3(:, :, PL), 3), [], 'Colormap', jet)
40
41 %HARDCODE input:

```

```

42 x1 = 9;      y1 =376;
43 x2 = x1+304; y2 = y1+304;
44
45 imshow(sum(img1((y1):(y2), (x1):(x2),PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap'
      ,jet, 'InitialMagnification',magn)
46 imshow(sum(img2((y1):(y2), (x1):(x2),PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap'
      ,jet, 'InitialMagnification',magn)
47 imshow(sum(img3((y1):(y2), (x1):(x2),PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap'
      ,jet, 'InitialMagnification',magn)
48
49 Juster bildene relativt til img1
50 ImgRowShift = getDyAdjustment3(img1(y1:y2,x1:x2,:),img2(y1:y2,x1:x2,:),
      img3(y1:y2,x1:x2,:));
51 img3M = MakeMedian3img( ...
52     img1((y1-ImgRowShift(1)):(y2-ImgRowShift(1)), x1:x2,:), ...
53     img2((y1-ImgRowShift(2)):(y2-ImgRowShift(2)), x1:x2,:), ...
54     img3((y1-ImgRowShift(3)):(y2-ImgRowShift(3)), x1:x2,:));
55
56 Juster img3M relativt til referansebilde
57 RowShiftvsRef = getRowShift2img(imgRef,img3M);
58 if RowShiftvsRef(1) || RowShiftvsRef(2)
59     img3M = MakeMedian3img( ...
60         img1((y1-ImgRowShift(1)-RowShiftvsRef(2)):(y2-ImgRowShift(1)-
            RowShiftvsRef(2)), (x1-RowShiftvsRef(1)):(x2-RowShiftvsRef(1))
            ,:), ...
61         img2((y1-ImgRowShift(2)-RowShiftvsRef(2)):(y2-ImgRowShift(2)-
            RowShiftvsRef(2)), (x1-RowShiftvsRef(1)):(x2-RowShiftvsRef(1))
            ,:), ...
62         img3((y1-ImgRowShift(3)-RowShiftvsRef(2)):(y2-ImgRowShift(3)-
            RowShiftvsRef(2)), (x1-RowShiftvsRef(1)):(x2-RowShiftvsRef(1))
            ,:));
63 end
64
65 %Lagrer bildet
66 assignin('base',fnOut, img3M)
67 save([outputdir,fnOut],fnOut, '-v7.3');
68
69 %Se om img3M er riktig justert
70 imshow(sum( img3M(:,:,PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap',jet, '
      InitialMagnification',magn)
71 imshow(sum(imgRef(:,:,PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap',jet, '
      InitialMagnification',magn)
72
73 %Plotter spekteret
74 load('Energi_specimOct2014.mat')
75 figure
76 hold on

```

```

77
78 p1 = plot(Ev, imgSpectrumNormalized(img3M), 'DisplayName', 'Second');
79
80 xlim([0.49 1.33])
81 %ylim([0 2000])
82
83 legend([p1], 'Location', 'northwest')
84 title('En eller annen overskrift')
85 xlabel('Photon energy [eV]')
86 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
87
88 grid on
89 hold off

```

Tracke signalene underveis i prosessen

```

1 BB=(30:34);D4=(48:52);D3=(59:64);D2=(77:82);D1=(93:99);D07=(116:143);DRL
  =(46:200);D34=(48:64);
2 %%
3 s1 = imgSpectrumNormalized(GaB_init_90KB(:,:,:));
4 s2 = imgSpectrumNormalized(GaB_5min_90KB(:,:,:));
5 s3 = imgSpectrumNormalized(GaB_10min_90KB(:,:,:));
6 s4 = imgSpectrumNormalized(GaB_15min_90KB(:,:,:));
7 s5 = imgSpectrumNormalized(GaB_20min_90KB(:,:,:));
8 s6 = imgSpectrumNormalized(GaB_25min_90KB(:,:,:));
9 s7 = imgSpectrumNormalized(GaB_30min_90KB(:,:,:));
10 s8 = imgSpectrumNormalized(GaB_40min_90KB(:,:,:));
11 s9 = imgSpectrumNormalized(GaB_50min_90KB(:,:,:));
12 s10 = imgSpectrumNormalized(GaB_60min_90KB(:,:,:));
13 s11 = imgSpectrumNormalized(GaB_90min_90KB(:,:,:));
14 s12 = imgSpectrumNormalized(GaB_120min_90KB(:,:,:));
15 s13 = imgSpectrumNormalized(GaB_150min_90KB(:,:,:));
16 s14 = imgSpectrumNormalized(GaB_180min_90KB(:,:,:));
17 s15 = imgSpectrumNormalized(GaB_210min_90KB(:,:,:));
18 s16 = imgSpectrumNormalized(GaB_240min_90KB(:,:,:));
19 s17 = imgSpectrumNormalized(GaB_270min_90KB(:,:,:));
20 s18 = imgSpectrumNormalized(GaB_300min_90KB(:,:,:));
21 s19 = imgSpectrumNormalized(GaB_330min_90KB(:,:,:));
22 s20 = imgSpectrumNormalized(GaB_360min_90KB(:,:,:));
23 s21 = imgSpectrumNormalized(GaB_390min_90KB(:,:,:));
24 s22 = imgSpectrumNormalized(GaB_420min_90KB(:,:,:));
25 s23 = imgSpectrumNormalized(GaB_500min_90KB(:,:,:));
26 s24 = imgSpectrumNormalized(GaB_740min_90KB(:,:,:));
27 s25 = imgSpectrumNormalized(GaB_800min_90KB(:,:,:));
28 s26 = imgSpectrumNormalized(GaB_1040min_90KB(:,:,:));
29 s27 = imgSpectrumNormalized(GaB_1100min_90KB(:,:,:));

```

```

30 s28 = imgSpectrumNormalized(GaB_1160min_90KB(:, :, :));
31 s31 = imgSpectrumNormalized(GaB_1350min_90KB(:, :, :));
32 s32 = imgSpectrumNormalized(GaB_1410min_90KB(:, :, :));
33 s33 = imgSpectrumNormalized(GaB_1450min_90KB(:, :, :));
34 s34 = imgSpectrumNormalized(GaB_1820min_90KB(:, :, :));
35 s35 = imgSpectrumNormalized(GaB_1880min_90KB(:, :, :));
36 s36 = imgSpectrumNormalized(GaB_1940min_90KB(:, :, :));
37 s37 = imgSpectrumNormalized(GaB_2130min_90KB(:, :, :));
38 s38 = imgSpectrumNormalized(GaB_2190min_90KB(:, :, :));
39 s39 = imgSpectrumNormalized(GaB_2250min_90KB(:, :, :));
40 s40 = imgSpectrumNormalized(GaB_2310min_90KB(:, :, :));
41 s41 = imgSpectrumNormalized(GaB_2520min_90KB(:, :, :));
42 s42 = imgSpectrumNormalized(GaB_2590min_90KB(:, :, :));
43 s43 = imgSpectrumNormalized(GaB_2650min_90KB(:, :, :));
44 s44 = imgSpectrumNormalized(GaB_2700min_90KB(:, :, :));
45 s45 = imgSpectrumNormalized(GaB_3160min_90KB(:, :, :));
46 s46 = imgSpectrumNormalized(GaB_3220min_90KB(:, :, :));
47 s47 = imgSpectrumNormalized(GaB_3460min_90KB(:, :, :));
48 s48 = imgSpectrumNormalized(GaB_3510min_90KB(:, :, :));
49 s49 = imgSpectrumNormalized(GaB_3690min_90KB(:, :, :));
50 s50 = imgSpectrumNormalized(GaB_3750min_90KB(:, :, :));
51 s51 = imgSpectrumNormalized(GaB_3810min_90KB(:, :, :));
52 s52 = imgSpectrumNormalized(GaB_3870min_90KB(:, :, :));
53 s53 = imgSpectrumNormalized(GaB_3930min_90KB(:, :, :));
54 s54 = imgSpectrumNormalized(GaB_4490min_90KB(:, :, :));
55 s55 = imgSpectrumNormalized(GaB_4550min_90KB(:, :, :));
56 s56 = imgSpectrumNormalized(GaB_4610min_90KB(:, :, :));
57 s57 = imgSpectrumNormalized(GaB_4700min_90KB(:, :, :));
58 s58 = imgSpectrumNormalized(GaB_4920min_90KB(:, :, :));
59 s59 = imgSpectrumNormalized(GaB_4980min_90KB(:, :, :));
60 s60 = imgSpectrumNormalized(GaB_5010min_90KB(:, :, :));
61 s62 = imgSpectrumNormalized(GaB_7300min_90KB(:, :, :));
62 s63 = imgSpectrumNormalized(GaB_8800min_90KB(:, :, :));
63 s64 = imgSpectrumNormalized(GaB_10250min_90KB(:, :, :));
64 s65 = imgSpectrumNormalized(GaB_12020min_90KB(:, :, :));
65
66 %%
67 s1 = imgSpectrumNormalized(GaB_init_90KGa(:, :, :));
68 s2 = imgSpectrumNormalized(GaB_5min_90KGa(:, :, :));
69 s3 = imgSpectrumNormalized(GaB_10min_90KGa(:, :, :));
70 s4 = imgSpectrumNormalized(GaB_15min_90KGa(:, :, :));
71 s5 = imgSpectrumNormalized(GaB_20min_90KGa(:, :, :));
72 s6 = imgSpectrumNormalized(GaB_25min_90KGa(:, :, :));
73 s7 = imgSpectrumNormalized(GaB_30min_90KGa(:, :, :));
74 s8 = imgSpectrumNormalized(GaB_40min_90KGa(:, :, :));
75 s9 = imgSpectrumNormalized(GaB_50min_90KGa(:, :, :));
76 s10 = imgSpectrumNormalized(GaB_60min_90KGa(:, :, :));

```

```
77 s11 = imgSpectrumNormalized(GaB_90min_90KGa(:,:,:));
78 s12 = imgSpectrumNormalized(GaB_120min_90KGa(:,:,:));
79 s13 = imgSpectrumNormalized(GaB_150min_90KGa(:,:,:));
80 s14 = imgSpectrumNormalized(GaB_180min_90KGa(:,:,:));
81 s15 = imgSpectrumNormalized(GaB_210min_90KGa(:,:,:));
82 s16 = imgSpectrumNormalized(GaB_240min_90KGa(:,:,:));
83 s17 = imgSpectrumNormalized(GaB_270min_90KGa(:,:,:));
84 s18 = imgSpectrumNormalized(GaB_300min_90KGa(:,:,:));
85 s19 = imgSpectrumNormalized(GaB_330min_90KGa(:,:,:));
86 s20 = imgSpectrumNormalized(GaB_360min_90KGa(:,:,:));
87 s21 = imgSpectrumNormalized(GaB_390min_90KGa(:,:,:));
88 s22 = imgSpectrumNormalized(GaB_420min_90KGa(:,:,:));
89 s23 = imgSpectrumNormalized(GaB_500min_90KGa(:,:,:));
90 s24 = imgSpectrumNormalized(GaB_740min_90KGa(:,:,:));
91 s25 = imgSpectrumNormalized(GaB_800min_90KGa(:,:,:));
92 s26 = imgSpectrumNormalized(GaB_1040min_90KGa(:,:,:));
93 s27 = imgSpectrumNormalized(GaB_1100min_90KGa(:,:,:));
94 s28 = imgSpectrumNormalized(GaB_1160min_90KGa(:,:,:));
95 s31 = imgSpectrumNormalized(GaB_1350min_90KGa(:,:,:));
96 s32 = imgSpectrumNormalized(GaB_1410min_90KGa(:,:,:));
97 s33 = imgSpectrumNormalized(GaB_1450min_90KGa(:,:,:));
98 s34 = imgSpectrumNormalized(GaB_1820min_90KGa(:,:,:));
99 s35 = imgSpectrumNormalized(GaB_1880min_90KGa(:,:,:));
100 s36 = imgSpectrumNormalized(GaB_1940min_90KGa(:,:,:));
101 s37 = imgSpectrumNormalized(GaB_2130min_90KGa(:,:,:));
102 s38 = imgSpectrumNormalized(GaB_2190min_90KGa(:,:,:));
103 s39 = imgSpectrumNormalized(GaB_2250min_90KGa(:,:,:));
104 s40 = imgSpectrumNormalized(GaB_2310min_90KGa(:,:,:));
105 s41 = imgSpectrumNormalized(GaB_2520min_90KGa(:,:,:));
106 s42 = imgSpectrumNormalized(GaB_2590min_90KGa(:,:,:));
107 s43 = imgSpectrumNormalized(GaB_2650min_90KGa(:,:,:));
108 s44 = imgSpectrumNormalized(GaB_2790min_90KGa(:,:,:));
109 s45 = imgSpectrumNormalized(GaB_3160min_90KGa(:,:,:));
110 s46 = imgSpectrumNormalized(GaB_3220min_90KGa(:,:,:));
111 s47 = imgSpectrumNormalized(GaB_3460min_90KGa(:,:,:));
112 s48 = imgSpectrumNormalized(GaB_3510min_90KGa(:,:,:));
113 s49 = imgSpectrumNormalized(GaB_3690min_90KGa(:,:,:));
114 s50 = imgSpectrumNormalized(GaB_3750min_90KGa(:,:,:));
115 s51 = imgSpectrumNormalized(GaB_3810min_90KGa(:,:,:));
116 s52 = imgSpectrumNormalized(GaB_3870min_90KGa(:,:,:));
117 s53 = imgSpectrumNormalized(GaB_3930min_90KGa(:,:,:));
118 s54 = imgSpectrumNormalized(GaB_4490min_90KGa(:,:,:));
119 s55 = imgSpectrumNormalized(GaB_4550min_90KGa(:,:,:));
120 s56 = imgSpectrumNormalized(GaB_4610min_90KGa(:,:,:));
121 s57 = imgSpectrumNormalized(GaB_4700min_90KGa(:,:,:));
122 s58 = imgSpectrumNormalized(GaB_4920min_90KGa(:,:,:));
123 s59 = imgSpectrumNormalized(GaB_4980min_90KGa(:,:,:));
```



```

124 s60 = imgSpectrumNormalized(GaB_5010min_90KGa(:, :, :));
125 s61 = imgSpectrumNormalized(GaB_5880min_90KGa(:, :, :));
126 s62 = imgSpectrumNormalized(GaB_7300min_90KGa(:, :, :));
127 s63 = imgSpectrumNormalized(GaB_8800min_90KGa(:, :, :));
128 s64 = imgSpectrumNormalized(GaB_10250min_90KGa(:, :, :));
129 s65 = imgSpectrumNormalized(GaB_12020min_90KGa(:, :, :));
130
131 %%
132 t =
    [1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 60, 90, 120, 150, 180, 210, 240, 270, 300, 330, 360, 390, 420, 500, 740,
133
134 %%
135 PL = D2
136
137 curve1 = [sum(s1(PL)), sum(s2(PL)), sum(s3(PL)), sum(s4(PL)), sum(s5(PL)), sum(
    s6(PL)), sum(s7(PL)), sum(s8(PL)), sum(s9(PL)), sum(s10(PL)), sum(s11(PL)),
    sum(s12(PL)), sum(s13(PL)), sum(s14(PL)), sum(s15(PL)), sum(s16(PL)), sum(
    s17(PL)), sum(s18(PL)), sum(s19(PL)), sum(s20(PL)), sum(s21(PL)), sum(s22(PL)
    )), sum(s23(PL)), sum(s24(PL)), sum(s25(PL)), sum(s26(PL)), sum(s27(PL)), sum
    (s28(PL)), sum(s31(PL)), sum(s32(PL)), sum(s33(PL)), sum(s34(PL)), sum(s35(
    PL)), sum(s36(PL)), sum(s37(PL)), sum(s38(PL)), sum(s39(PL)), sum(s40(PL)),
    sum(s41(PL)), sum(s42(PL)), sum(s43(PL)), sum(s44(PL)), sum(s45(PL)), sum(
    s46(PL)), sum(s47(PL)), sum(s48(PL)), sum(s49(PL)), sum(s50(PL)), sum(s51(PL)
    )), sum(s52(PL)), sum(s53(PL)), sum(s54(PL)), sum(s55(PL)), sum(s56(PL)), sum
    (s57(PL)), sum(s58(PL)), sum(s59(PL)), sum(s60(PL)), sum(s61(PL)), sum(s62(
    PL)), sum(s63(PL)), sum(s64(PL)), sum(s65(PL))]
138 %%
139 PL = D2
140
141 curve2 = [sum(s1(PL)), sum(s2(PL)), sum(s3(PL)), sum(s4(PL)), sum(s5(PL)), sum(
    s6(PL)), sum(s7(PL)), sum(s8(PL)), sum(s9(PL)), sum(s10(PL)), sum(s11(PL)),
    sum(s12(PL)), sum(s13(PL)), sum(s14(PL)), sum(s15(PL)), sum(s16(PL)), sum(
    s17(PL)), sum(s18(PL)), sum(s19(PL)), sum(s20(PL)), sum(s21(PL)), sum(s22(PL)
    )), sum(s23(PL)), sum(s24(PL)), sum(s25(PL)), sum(s26(PL)), sum(s27(PL)), sum
    (s28(PL)), sum(s31(PL)), sum(s32(PL)), sum(s33(PL)), sum(s34(PL)), sum(s35(
    PL)), sum(s36(PL)), sum(s37(PL)), sum(s38(PL)), sum(s39(PL)), sum(s40(PL)),
    sum(s41(PL)), sum(s42(PL)), sum(s43(PL)), sum(s44(PL)), sum(s45(PL)), sum(
    s46(PL)), sum(s47(PL)), sum(s48(PL)), sum(s49(PL)), sum(s50(PL)), sum(s51(PL)
    )), sum(s52(PL)), sum(s53(PL)), sum(s54(PL)), sum(s55(PL)), sum(s56(PL)), sum
    (s57(PL)), sum(s58(PL)), sum(s59(PL)), sum(s60(PL)), sum(s61(PL)), sum(s62(
    PL)), sum(s63(PL)), sum(s64(PL)), sum(s65(PL))]
142
143 %%
144 figure
145 hold on
146 p1 = plot(t, curve1, 'b*', 'DisplayName', 'B 90 K 0h');

```

```

147 p2 = plot(t, curve2, 'k*', 'DisplayName', 'B 90 K 0h')
148 legend('B', 'Ga');
149 set(gca, 'XScale', 'log')
150 title('BB signal')
151 xlabel('Time [min]')
152 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
153 grid on
154 hold off

```

Følge med på spekteret og se på de ulike signalene i det andre forsøket

```

1 addpath ('/Users/odaberge/Documents/MATLAB/');
2 addpath ('/Users/odaberge/Documents/Oda');
3 addpath ('/Users/odaberge/Documents/Oda2');
4 addpath ('/Users/odaberge/Documents/MATLAB/Fors_k2');
5 addpath ('/Users/odaberge/Documents/MATLAB/med3');
6 load('Energi_specimOct2014.mat')
7 BB=(30:34);D4=(48:52);D3=(59:64);D2=(77:82);D1=(93:99);D07=(116:143);DRL
  =(46:200);
8 %%
9 load('GaB_LS_10min_90K-1.mat');
10 fn1 = GaB_LS_10min_90K-1
11 img1=load_subtract_correct_v20210310_Oda(fn1);
12 imtool(sum(img1(:,:),BB),3),[], 'Colormap',jet)
13
14 %%
15 %a = load('GaB_LS_init_90KGa.mat')
16 PL = BB
17 imtool(sum(GaB_150min_90KB(:,:),PL),3),[minRange maxRange], 'Colormap',jet)
18
19 %%
20 figure
21 hold on
22
23 p1 = plot(Ev, imgSpectrumNormalized(GaB_init_LS_90KB), 'DisplayName', 'Second
  ');
24 p2 = plot(Ev, imgSpectrumNormalized(GaB_init_90KB), 'DisplayName', 'Second');
25 p3 = plot(Ev, imgSpectrumNormalized(GaB_150min_90KB), 'DisplayName', 'Second'
  );
26 p4 = plot(Ev, imgSpectrumNormalized(GaB_1880min_90KB), 'DisplayName', 'Second
  ');
27
28 xlim([0.49 1.33])
29 %ylim([0 2000])
30

```

```

31 legend('Before LS', 'After LS', '150 min', '1880min')
32 title('Spektral utvikling B')
33 xlabel('Photon energy [eV]')
34 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]')
35
36 grid on
37 hold off

```

Se på den relative utviklingen av de ulike signalene

```

1
2 %%
3 load('Energi_specimOct2014.mat')
4 BB=(30:34);D4=(48:52);D3=(59:64);D2=(77:82);D1=(93:99);D07=(116:143);DRL
   =(46:200);
5 %%
6 spec1B = imgSpectrum(GaB_LS_init_90KB(:, :, :)) ;
7 spec2B = imgSpectrum(GaB_init_90KB(:, :, :)) ;
8 spec3B = imgSpectrum(GaB_150min_90KB(:, :, :)) ;
9 spec4B = imgSpectrum(GaB_1880min_90KB(:, :, :)) ;
10
11
12 %%
13 spec1Ga = imgSpectrum(GaB_LS_init_90KGa(:, :, :)) ;
14 spec2Ga = imgSpectrum(GaB_init_90KGa(:, :, :)) ;
15 spec3Ga = imgSpectrum(GaB_500min_90KGa(:, :, :)) ;
16 spec4Ga = imgSpectrum(GaB_2520min_90KGa(:, :, :)) ;
17
18
19 %%
20 PL = D07;
21 B_spec = [sum(spec1B(PL)), sum(spec2B(PL)), sum(spec3B(PL)), sum(spec4B(PL))
   ]/sum(spec2B(PL));
22 Ga_spec = [sum(spec1Ga(PL)), sum(spec2Ga(PL)), sum(spec3Ga(PL)), sum(
   spec4Ga(PL))]/sum(spec2Ga(PL));
23 time = [0, 1, 2, 3];
24
25
26 %%
27 figure ;
28 hold on;
29 xlabel('Time [min]') ;
30 ylabel('Photoluminescence intensity [a.u.]') ;
31 title('D4')
32 plot(time, B_spec, 'r', 'LineWidth', 2)
33 plot(time, Ga_spec, 'b', 'LineWidth', 2)

```

```

34 legend ( ' Bor ', ' Gallium ' ) ;
35 hold off ;
36 %%
37 %Relativt til initiell for den gallium dopede pr ven
38 sp1 = (spec1Ga)./(spec1Ga);
39 sp2 = (spec2Ga)./(spec1Ga);
40 sp3 = (spec4Ga)./(spec1Ga);
41 sp4 = (spec26)./(spec1Ga);
42 %%
43 %Relativt til initiell for den bor dopede pr ven
44 sp1 = (spec1B)./(spec1B);
45 sp2 = (spec2B)./(spec1B);
46 sp3 = (spec3B)./(spec1B);
47 sp4 = (spec15)./(spec1B);
48 %%
49 figure ;
50 hold on;
51 xlim ([0.65 1.2]) ;
52 ylim ([0 2]) ;
53 xlabel ( ' Photon energy [eV] ' ) ;
54 ylabel ( ' Photoluminescence intensity [a.u.] ' ) ;
55 title ( ' B relativt PL spekter ' )
56
57 plot ( Ev, sp1 , ' k ' , ' LineWidth ' , 2)
58 plot ( Ev, sp2 , ' b ' , ' LineWidth ' , 2)
59 plot ( Ev, sp3 , ' m ' , ' LineWidth ' , 2)
60 plot ( Ev, sp4 , ' c ' , ' LineWidth ' , 2)
61 legend ( ' Before LS ', ' After LS ', ' 150 min ', ' 1880 min ' ) ;
62 hold off;

```

MCR analyse

```

1 load( ' GaB_1_B_init.mat ' )
2
3
4 comps = [1 7 8 11 14];
5
6 ylines =203;xlines=203;
7
8 MapColor = jet;
9
10 %load( ' PLSDA_predmodel1.mat ' )
11
12 for compNo = 1:size(comps,2)
13
14     mcrCompImg = MakeMCRImg( GaB_1_B_init.loads {1} ,comps(compNo) , xlines ,

```

```
        ylines);
15
16     imtool(mcrCompImg,[0 0.001], 'Colormap',MapColor, 'InitialMagnification'
        ,143)
17
18 end
19
20 %%
21
22
23
24 mcrloads2 = GaB_1_B_init.loads{2};
25
26 figure;hold on;
27
28 title('B init 1 pdgh MCR 16')
29
30 plot(eV_HySpec,mcrloads2(:,1),'k','LineWidth',2,'DisplayName','BB');
31 plot(eV_HySpec,mcrloads2(:,7),'c','LineWidth',2,'DisplayName','D3 D4');
32 plot(eV_HySpec,mcrloads2(:,8),'r','LineWidth',2,'DisplayName','VID3');
33 plot(eV_HySpec,mcrloads2(:,11),'b','LineWidth',2,'DisplayName','D07');
34 plot(eV_HySpec,mcrloads2(:,14),'g','LineWidth',2,'DisplayName','D1/D2');
35
36
37 xlim([0.49 1.33])
38
39 ylim([0 0.8])
40
41 xlabel('Photon energy [eV]')
42
43 ylabel('PL intensity [a.u.]')
44
45 legend
46
47 grid off
48
49 hold off;
```



Norges miljø- og biovitenskapelige universitet
Noregs miljø- og biovitenskapelige universitet
Norwegian University of Life Sciences

Postboks 5003
NO-1432 Ås
Norway