

Universität zu Köln

II. Physikalisches Institut

Versuchsprotokoll

B2.8: Versetzungen in Lithiumflourid

Autoren: Jesco Talies¹
Timon Danowski²
Erik Gassmus³
Durchgeführt am: 29.06.2021
Betreuer: Lena Wysocki

¹ jtalies@smail.uni-koeln.de, Matrikel-Nr.: 7348338

² tdanowsk@smail.uni-koeln.de, Matrikel-Nr.: 7348629

³ egassmus@smail.uni-koeln.de, Matrikel-Nr.: 7329899

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Theoretische Vorbereitung	2
2.1 Kristallstrukturen	2
2.2 Gitterfehler	2
2.3 Lithiumfluorid	4
2.4 Burgers Vektor	5
2.5 Ätzgrübchen	5
2.6 Versetzungen durch Nadeleindruck	7
3 Durchführung	8
4 Auswertung	9
4.1 Ätzgrübdichthe	9
4.2 Kleinwinkelkorngrenzen	10
4.3 Versetzungsbewegungen	11
5 Diskussion	14

1 Einleitung

Dieser Versuch beschäftigt sich mit Kristallfehlern bzw. sogenannten Versetzungen in LiF (Lithiumfluorid). Um diese näher zu untersuchen, lassen sich die Eigenschaften solcher Versetzungen nutzen um Strukturfehler innerhalb der Probe bzw. Fehler, die sich über eine Ebene des Kristalls erstrecken, an der Oberfläche sichtbar zu machen und diese zu untersuchen. Eine entscheidende Eigenschaften für diesen Versuch ist die erhöhte Ätzbarkeit von Fehlstellen gegenüber der perfekten Kristallstruktur. Es wird außerdem das Verhalten solcher Fehlstellen unter Krafteinwirkung beobachtet, sowie ein Vergleich zwischen getemperten und ungetemperten Proben vorgenommen.

2 Theoretische Vorbereitung

2.1 Kristallstrukturen

Kristalline Festkörper lassen sich durch Kristallstrukturen beschreiben. Eine Kristallstruktur besteht dabei in der Regel aus einer endlichen Aneinanderreihung der sogenannten Elementarzelle. Die Elementarzelle ist jene Zelle, bestehend aus einer Gruppe von Atomen an ihren Gitterpunkten, die durch lückenloses und translatiionssymmetrisches Aneinanderfügen das Gitter erzeugt. Diese lässt sich noch einmal aufteilen in die sogenannte Basis. Diese ist die kleinste Gruppe Atome, die sich in dem fraglichen Gitter wiederholt. Elementarzelle und Basiszelle können in manchen Fällen äquivalent sein.

2.2 Gitterfehler

Innerhalb der Gitter kann es zu Abweichungen von der perfekten kristallinen Struktur kommen. Diese Gitterfehler lassen sich in verschiedene Gruppen aufteilen.

Nulldimensionale Fehler

Punktdefekte beschreiben die Veränderung einzelner Atome im Gitter. Dabei kann es vorkommen, dass einzelne Gitterpunkte nicht besetzt sind und somit eine **Leerstelle** bilden. Alternativ kann es dazu kommen, dass eine Gitterposition von einem andersartigen Atom besetzt wird. Derartige Fehlstellen werden auch als **Substitutionsatome** bezeichnet. Zuletzt kann es zu Besetzungen von Gitterplätzen kommen, die im regulären Gitter gar nicht vorhanden sind. Solche Besetzungen bezeichnet man als **Zwischengitteratome**. Punktfehler lassen sich noch weiter differenzieren, da Punktdefekte für diesen Versuch jedoch keine besondere Rolle spielen, möchten wir an dieser Stelle auf Fachliteratur verweisen.

Eindimensionale Fehler

Linienfehler oder auch **Versetzung** sind hier von besonderem Interesse. Linienfehler haben großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Festkörpers, was als Nachweismethode solcher Fehler im Kristall genutzt werden kann. Eine Versetzung ist im Allgemeinen eine Störung des periodischen Gitters, die sich, anders als Punktdefekte, entlang einer Linie im Kristall fortsetzt. Sie entstehen durch Krafteinwirkungen auf das Gitter, durch Eigenspannung, beim Wachstum oder durch äußere Kräfte bei plastischer Deformation. Bei Versetzungen wird zwischen Stufenversetzungen und Schraubenversetzungen unterschieden. Sie werden durch den Burgers - Vektor charakterisiert, der im nächsten Abschnitt näher erklärt wird. Bei Stufenversetzung stehen der Burgers - Vektor und die Versetzungslinie senkrecht zueinander.

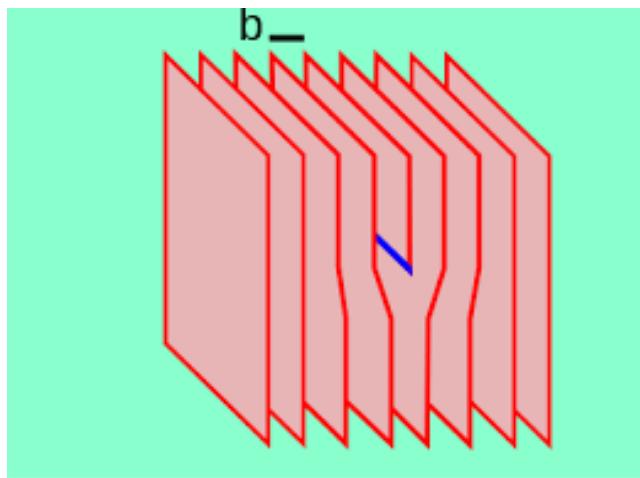


Abbildung 1: Schematische Darstellung einer Stufenversetzung [5]

Bei Schraubenversetzungen hingegen stehen Burgers - Vektor und Gleitvektor parallel zueinander.

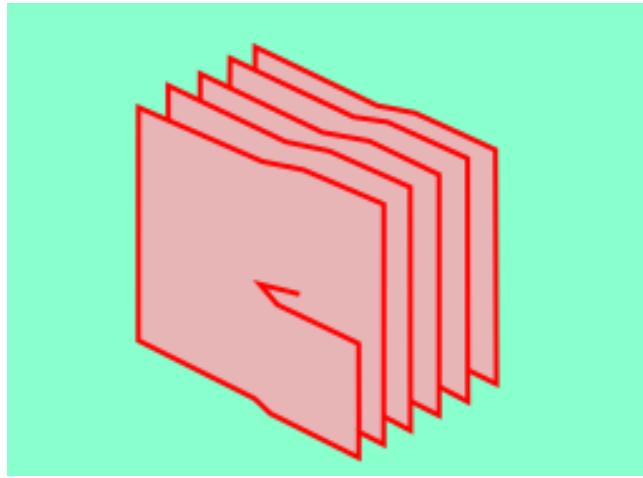


Abbildung 2: Schematische Darstellung einer Schraubenversetzung [5]

Zweidimensionale Fehler

Eine weitere Gruppe Gitterfehler sind die **Flächenfehler**. Den wohl simpelsten Flächenfehler stellt die Oberfläche eines Kristalls dar, da dort eine Unterbrechung der Periodizität und Translationssymmetrie vorliegt. Ein anderer Flächenfehler ist die sogenannte **Korngrenze**. An Korngrenzen kommen zwei Bereiche des Kristallgitters mit verschiedener räumlicher Orientierung zueinander zusammen. Diese Grenzen lassen sich anhand ihrer Winkel anschließend noch in Kleinwinkelkorngrenzen und Großwinkelkorngrenzen unterteilen.

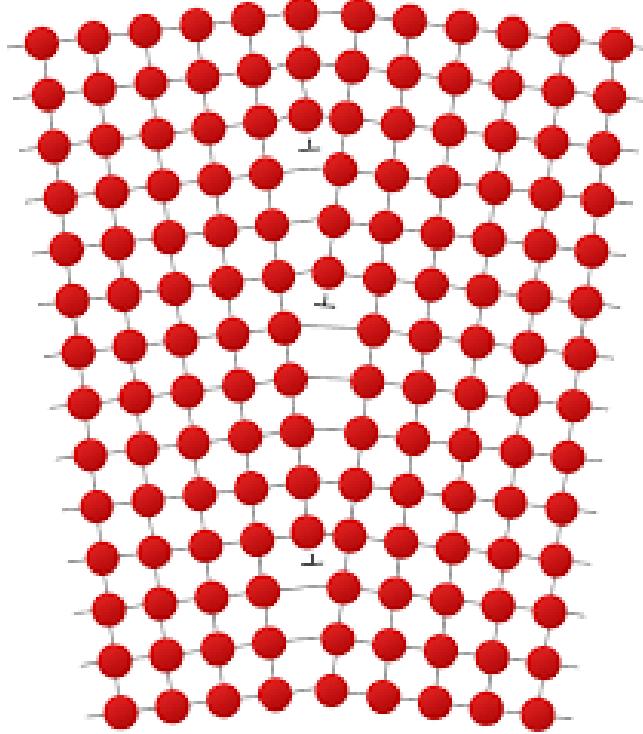


Abbildung 3: Schematische Darstellung einer Kleinwinkelkorngrenze [4]

Sogenannte **Stapelfehler** bezeichnen Fehler in der Stapelreihenfolge in einem Kristallgitter. Solche Fehler in der Periodizität können zu Bildungen von Kleinwinkelkorngrenzen führen. Weitere zweidimensionale Fehler sind die Antiphasengrenze und die Zwillingsgrenze sowie Domänenwände, diese tragen jedoch nicht zu diesem Versuch bei und werden daher hier nicht näher beschrieben.

Dreidimensionale Fehler

Die letzte Gruppe ist die Gruppe der dreidimensionalen Fehler, oder auch Volumenfehler. Sie bezeichnen Einbindungen vollständig verschiedener Stoffe innerhalb der ursprünglichen Kristallstruktur. So bezeichnen **Poren**

Hohlräume im Kristall, die mit Gas oder Flüssigkeit gefüllt sind, wohingegen **Einschlüsse** derart in den Kristall integrierte Festkörper beschreiben. Diese Fehler sind in der Regel von makroskopischer Größenordnung, führen jedoch an ihren Grenzen zum ursprünglichen Kristallgitter zu einer Reihe niederdimensionaler Gitterfehler.

2.3 Lithiumfluorid

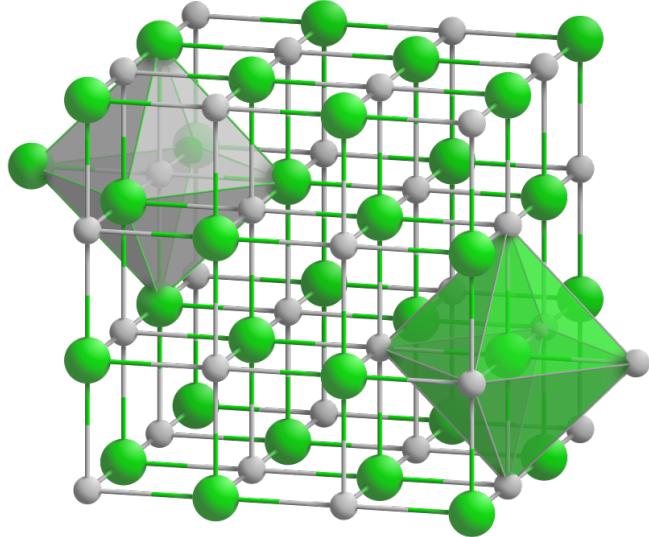


Abbildung 4: LiF - Kristallstruktur. [6]

LiF gehört zur Stoffklasse der Alkalihalogenide und ist ein Salz, das in der NaCl - Struktur kristallisiert. Die NaCl - Struktur wird beschrieben durch ein fcc - Gitter und eine zweiatomige Basis. Es handelt sich also um ein kubisches Gitter, dessen Gitterpunkte abwechselnd von den zwei unterschiedlichen Atomsorten besetzt werden, sodass jedes Atom der einen Sorte stets nur Atome der jeweils anderen Sorte als nächste Nachbarn hat. Die Atome jeweils einer Sorte besetzen somit ein **kubisch flächenzentriertes Gitter** (kurz FCC), wie in Abb. 4 zu erkennen ist.

2.4 Burgers Vektor

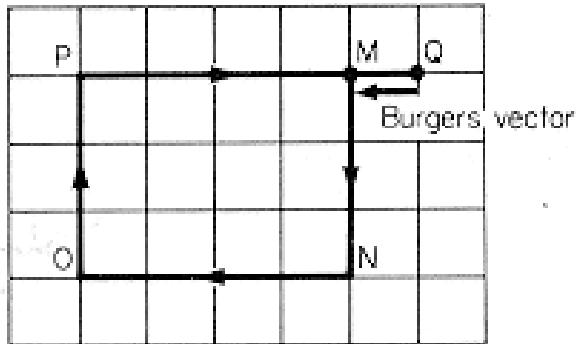
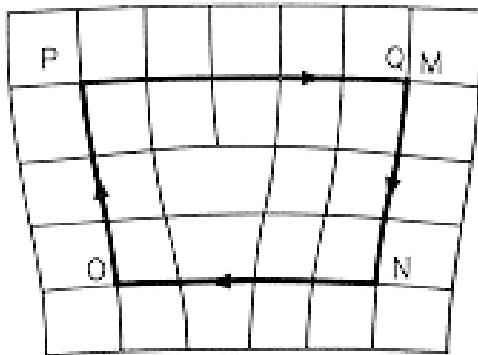


Abbildung 5: Konstruktion des Burgers - Vektors. [1]

Der Burgers - Vektor dient zur Beschreibung eines Gitterbaufehlers. Man erhält ihn, indem man um eine Versetzung herum eine (beliebige) geschlossene Kurve aus Gittervektoren bildet und dieselbe Kurve im dazugehörigen perfekten Kristall betrachtet. Durch das verschwinden des Gitterfehlers ergibt sich eine Versatzstelle, an welcher man den Burgers - Vektor findet (sh. Abb. 5).

Da es sich bei dem im Versuch verwendeten LiF - Kristall um eine FCC-Gitterstruktur handelt, ist das nächste gleichartige Atom steht an Position $\frac{1}{2} * < 110 >$. Daraus ergibt sich für den minimalen Burgers - Vektor eine Länge von

$$| < 110 > | = a \cdot \sqrt{2} \quad (1)$$

$$\frac{1}{2} \cdot a\sqrt{2} = \frac{a}{\sqrt{2}} \quad (2)$$

Längere Burgers - Vektoren sind daher sehr unwahrscheinlich, da die aufzuwendende Energie für eine Verschiebung sich $\propto |\vec{b}|^2$ verhält.

2.5 Ätzgrübchen

Wird eine Ätzlösung auf eine Kristalloberfläche aufgetragen, wird diese den Kristall bevorzugt an Fehlstellen angreifen, da dadurch neben der Bindungsenergie der herausgelösten Atome auch die in der Versetzung steckende Energie frei wird. Dadurch entstehen beim Ätzen einer Kristalloberfläche Grübchen, die bei dem im Versuch verwendeten LiF - Kristall eine tetragonale Pyramidenform haben.

Abstand d zwischen zwei Ätzgrübchen

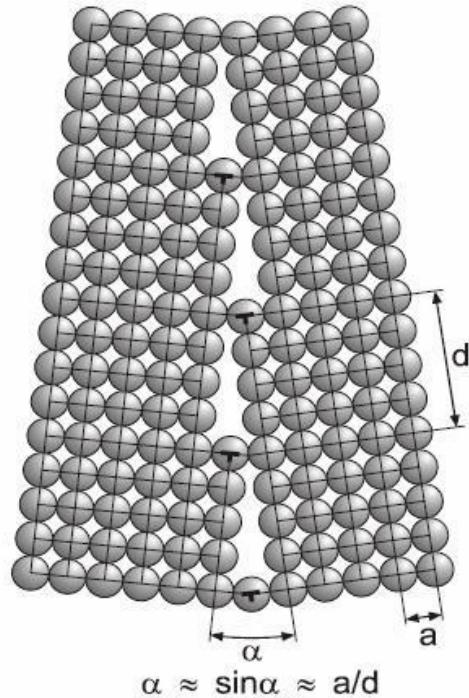


Abbildung 6: Ätzgrübchenabstand bei Kleinwinkelkorngrenzen. [2]

Die Gitterkonstante von LiF beträgt $a = 0.402\text{nm}$, der Abstand nächster Nachbarn beträgt $\frac{a}{\sqrt{2}}$. Liegen nun zwei Einkristalle in einem sehr kleinen Winkel α zueinander, so können wir aus dem Abstand d der Ätzgrübchen, die durch diese Kleinwinkelkorngrenze an der Kristalloberfläche entstehen, genau diesen Winkel bestimmen. Die Formel hierfür erhält man mithilfe von $\sin \alpha \approx \alpha$ für kleines α wie in Abb. 6 illustriert¹:

$$\alpha \approx \frac{a}{\sqrt{2}d} = \frac{0.402\text{nm}}{\sqrt{2}d} \quad (3)$$

¹wobei a im Bild dem Abstand nächster Nachbarn entspricht, nicht der Gitterkonstanten

2.6 Versetzungen durch Nadeleindruck

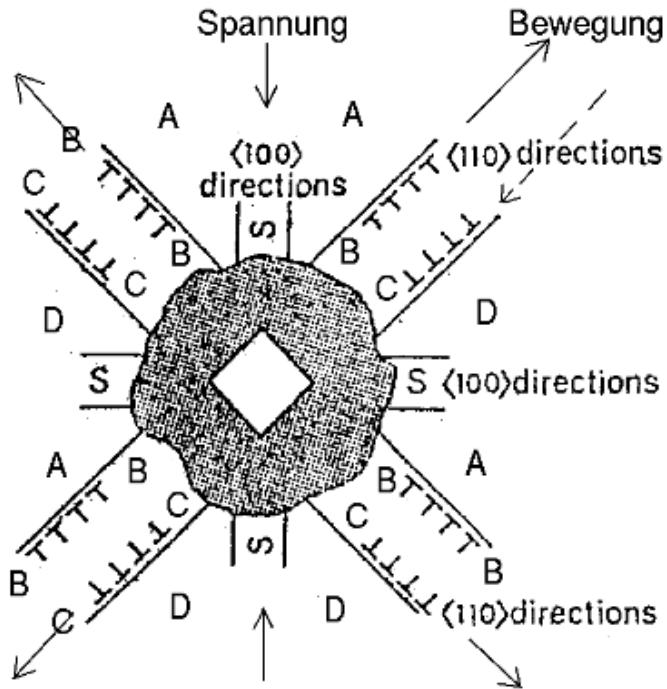


Abbildung 7: Nadeleindruck und aktivierte Gleitsysteme. [3]

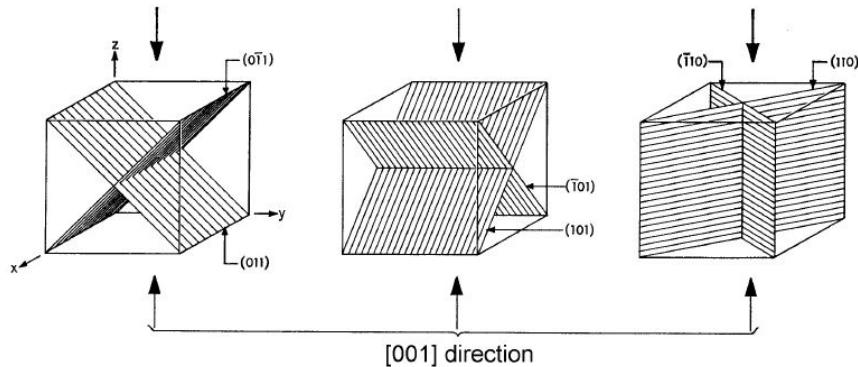


Abbildung 8: Gleitsysteme in LiF. Quelle: Praktikumsanleitung

Abb. 7 zeigt die Rosettenform der im Versuch entstehenden Nadeleindrücke sowie die Gittervektoren, entlang derer sich die Strukturen ausbilden. Die im Bild mit S gekennzeichneten Strukturen sind Schraubenversetzungen, die sich entlang der $<100>$ -Richtungen bilden. In $<110>$ -Richtung bilden sich Stufenversetzungen, die bei Druck in die Probe in [001]-Richtung entlang der gekennzeichneten Richtungen wandern. Die Ursache hierfür liegt darin, dass bei Druck in [001]-Richtung auf die Probe jeweils die zwei Gleitsysteme von LiF aktiviert werden, die in den ersten zwei Skizzen in Abb. 8 dargestellt sind.

3 Durchführung

Um die Versetzungen in LiF zu untersuchen wurden 2 verschiedene Kristalline Proben zur Verfügung gestellt, eine getemperte, welche 48 Stunden lang auf 650°C erhitzt wurde um möglichst viele Fehlstellen der Kristallstruktur aus zu heilen, und eine zweite ungetemperte als Vergleich.

Beide Proben wurden zunächst für 15 Minuten in eine Polierlösung gegeben, anschließend in Ethanol gespült, um die Lösungen nicht zu mischen und damit zu verunreinigen, dann für 5 Minuten in die Ätzlösung gegeben und zuletzt erneut mit Ethanol gespült um den Ätzvorgang zu stoppen.

Im Anschluss an die Präparation wurden die Proben auf einem Objektträger platziert und unter dem Mikroskop betrachtet. Dafür wurden bei beiden Proben Aufnahmen der Oberfläche an verschiedene Positionen gemacht um die Ätzgrübchendichte der jeweiligen Probe bestimmen zu können. Für die getemperte Probe wurde zusätzlich noch eine Aufnahme einer Kleinwinkelkorngrenze gemacht um daraus den Winkel bestimmen zu können. Die notwendigen Messungen der Oberfläche für jede dieser Messungen wurde dabei von der Software des Mikroskops übernommen, sodass keine Maßstabs Messung notwendig war.

Nach erster Inspektion der Getemperten Probe wurden 3 Stellen mit möglichst wenigen bereits vorhandenen Ätzgrübchen gewählt um dort anschließend einen guten Kontrast für die Nadeleindrücke zu erhalten. Die Nadeleindrücke wurden dabei manuell durch leichtes aufdrücken der Nadel bei möglichst senkrechter Neigung zur Oberfläche erzeugt, die Probe anschließend erneut für etwas 5 Minuten geätzt, gespült und die Druckstellen unter dem Mikroskop betrachtet und die Länger der Arme ausgemessen. Im Anschluss wurde die Probe in eine Presse eingespannt und mit 2,716 kg für etwa 2 Minuten belastet und daraufhin noch einmal geätzt und im Mikroskop betrachtet um Aufnahmen der veränderten Eindruckstellen zu machen.

4 Auswertung

Da unsere getemperte Probe ungewöhnlich viele Ätzgrübchen aufweist und im Verlauf des Versuchs beschädigt wurde, haben wir eine weitere getemperte Probe erhalten und somit insgesamt 3 Proben untersucht.

4.1 Ätzgrübchendichte

Zunächst gilt es, als eine erste Näherung der Versetzungsichte die Ätzgrübchendichte an der Oberfläche zu bestimmen. Dazu wurden für beide Proben je 3 Bilder von verschiedenen Positionen an der Oberfläche aufgenommen und anschließend aus der Fläche, aufgenommen durch das Mikroskop, und den sichtbaren Ätzgrübchen die Ätzgrübchendichte bestimmt. Dieser Vorgang ist, durch das manuelle Zählen der Grübchen sehr müßig und ungenau, lässt aber dennoch eine Qualitative Aussage über die Ordnung im Kristall zu. Aus den Aufgenommen Bildern lies sich folgende Tabelle erstellen.

Probe	Aufnahme Nr.	Anzahl Grübchen	Fläche [μm^2]	Dichte [$\frac{n}{\mu\text{m}^2}$]
Get.	1	39 ± 3	$839908,67 \pm 0,01$	$(4,64 \pm 0,37) \cdot 10^{-5}$
	2	25 ± 3	$1099357,61 \pm 0,01$	$(2,27 \pm 0,28) \cdot 10^{-5}$
	3	31 ± 3	$454314,66 \pm 0,01$	$(6,82 \pm 0,67) \cdot 10^{-5}$
Mittelwert	-	-	-	$(4,6 \pm 0,47) \cdot 10^{-5}$
Unget.	1	344 ± 40	$18894,73 \pm 0,01$	$(1,82 \pm 0,21) \cdot 10^{-2}$
	2	27 ± 5	$7942,73 \pm 0,01$	$(0,34 \pm 0,06) \cdot 10^{-2}$
	3	103 ± 15	$6251,25 \pm 0,01$	$(1,74e \pm 0,24) \cdot 10^{-2}$
Mittelwert	-	-	-	$(1,27 \pm 0,19) \cdot 10^{-2}$

Als Flächenfehler nehmen wir an, dass aus der angegebenen Genauigkeit des Auswertungsprogramms ein Fehler von $0,1 \mu\text{m}^2$ resultiert. Der Fehler der Dichte ergibt sich gemäß Fortpflanzung zu $\Delta\rho = \sqrt{(\frac{\Delta n}{A})^2 + (\frac{n\Delta A}{A^2})^2}$. Den Gesamtfehler des Mittelwerts bestimmen wir über $\Delta\rho^2 = (\sum_{i=1}^3 \Delta\rho_i^2)/3$, mit den drei Einzelfehlern ρ_i . Die Standardabweichung zum Mittelwert der getemperten Probe beträgt $2,27 \cdot 10^{-5}$, der Standardfehler $1,31 \cdot 10^{-5}$, diese Werte berücksichtigen jedoch keine Grübchenzahl- und Flächenfehler. Für die ungetemperte Probe ergeben sich eine Standardabweichung von $0,8 \cdot 10^{-2}$ sowie ein Standardfehler von $0,5 \cdot 10^{-2}$.

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Ätzgrübchendichte der ungetemperten Probe um ein Vielfaches höher ist, als die der getemperten. Auch ist zu erkennen, dass die Ätzgrübchendichte an verschiedenen Stellen der Oberfläche stark variiert, also nicht konstant ist.

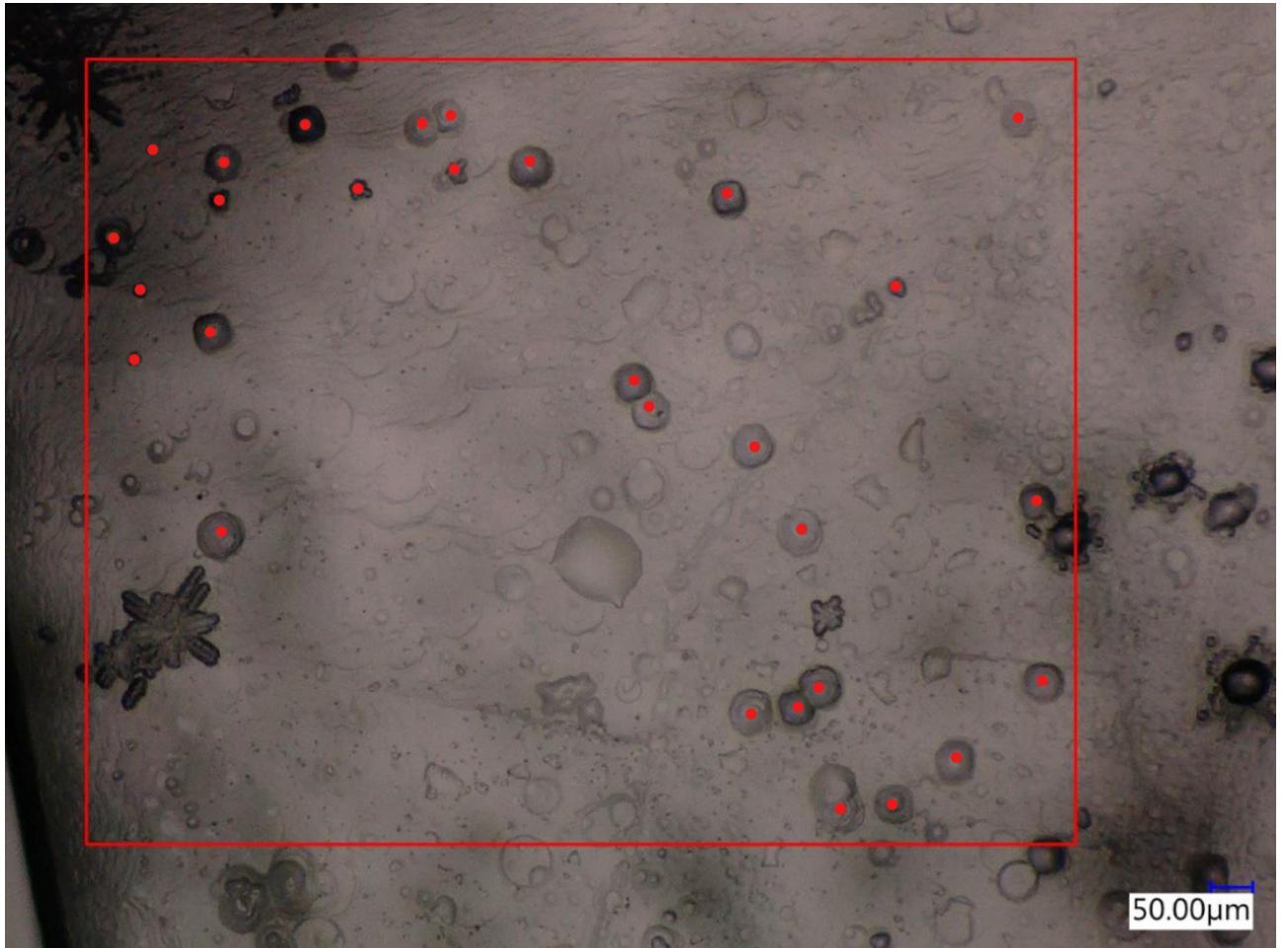


Abbildung 9: Beispiel einer Aufnahme für die Ätzgrübchendichte.

4.2 Kleinwinkelkorngrenzen

Rosetten durch Nadeleindruck

Im Anschluss an die Bestimmung der Ätzgrübchendichte wurde auch ein Bild einer vermutlichen Kleinwinkelkorngrenzen aufgenommen, um aus diesem den Winkel zwischen den Kristalliten zu bestimmen. Um den Winkel aus den Abständen zwischen den Ätzgrübchen zu bestimmen wurde bereits in der Vorbereitung folgende Formel hergeleitet

$$\theta \approx \frac{b}{d} \approx \frac{(n - 1) \cdot a}{\sqrt{2} \cdot d} \quad (4)$$

Wobei n die Anzahl der Ätzgrübchen angibt und d den abstand zwischen dem ersten und letzten. Zudem nehmen wir für $b = \frac{a}{\sqrt{2}}$ an, sodass für Messungen mit mehreren Grübchen ein gesamt Verschiebung von $b_{ges} = n * g$ gilt. Mit folgender Aufnahme

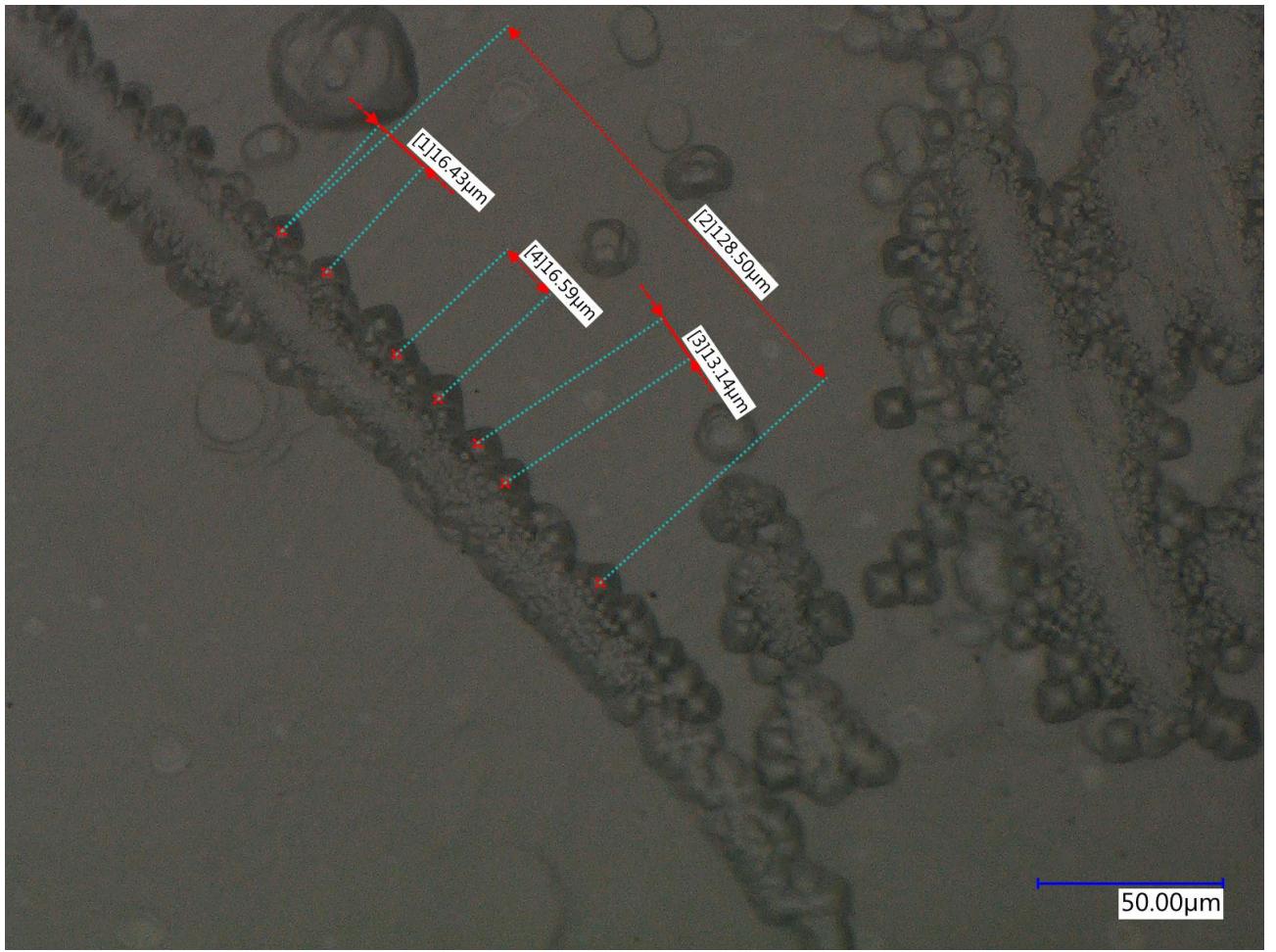


Abbildung 10: Aufnahme einer vermutlichen Kleinwinkelkorngrenzen mit Abständen

konnte folgende Tabelle erstellt werden

Abstand d [μm]	Anzahl Grübchen (n-1)	Winkel θ [$^\circ$]
$128,5 \pm 0,1$	9	$(1,14 \pm 0,0192) \cdot 10^{-3}$
$16,4 \pm 0,1$	1	$(0,99 \pm 0,151) \cdot 10^{-3}$
$16,6 \pm 0,1$	2	$(1,96 \pm 0,149) \cdot 10^{-3}$
$13,1 \pm 0,1$	1	$(1,24 \pm 0,189) \cdot 10^{-3}$

Die jeweiligen Winkelfehler ergeben sich dabei durch Fehlerfortpflanzung aus $\Delta\theta = \frac{(n-1) \cdot a}{\theta \cdot d^2} \cdot \Delta d$. Grundsätzlich entsprechen die Winkel den Erwartungen, da diese recht klein ausfallen. Eine Kleinwinkelkorngrenze, die mehr auf einer Linie befindliche Ätzgrübchen erzeugt hätte, hätte jedoch eine genauere Winkelmessung ermöglicht.

4.3 Versetzungsbewegungen

Dieser Abschnitt befasst sich mit der Wanderung der Versetzungen bei äußerer Druckeinwirkung, dazu wurden 2-3 Rosetten durch Nadelindruck erzeugt, deren Dimension über das Mikroskop aufgenommen und anschließend durch axialen Druck bewegt. Durch das Gewicht der Presse sowie der Querschnittsfläche der Probe lässt sich die Kraft bestimmen und über die Dauer der Anwendung die Geschwindigkeit der Wanderung.

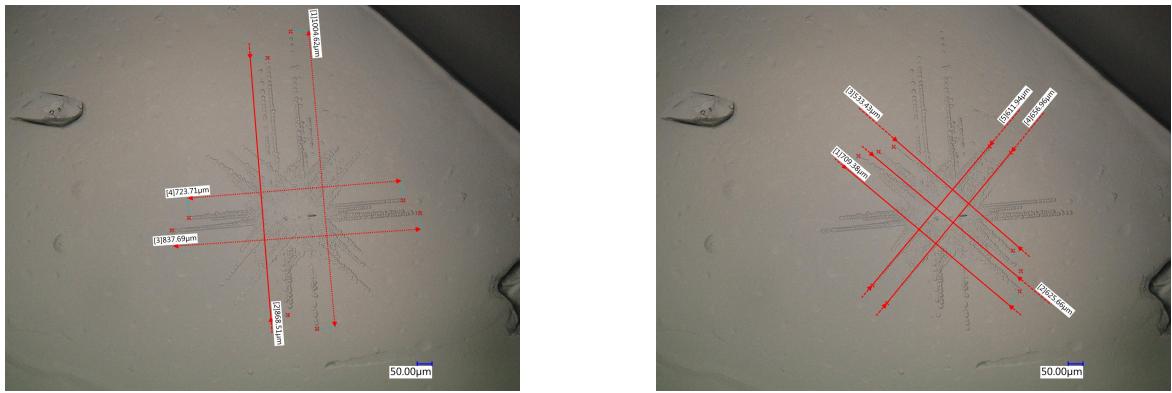


Abbildung 11: Aufnahme eines Nadeleindrucks mit Abmessungen vor der Anwendung des Axialen Drucks

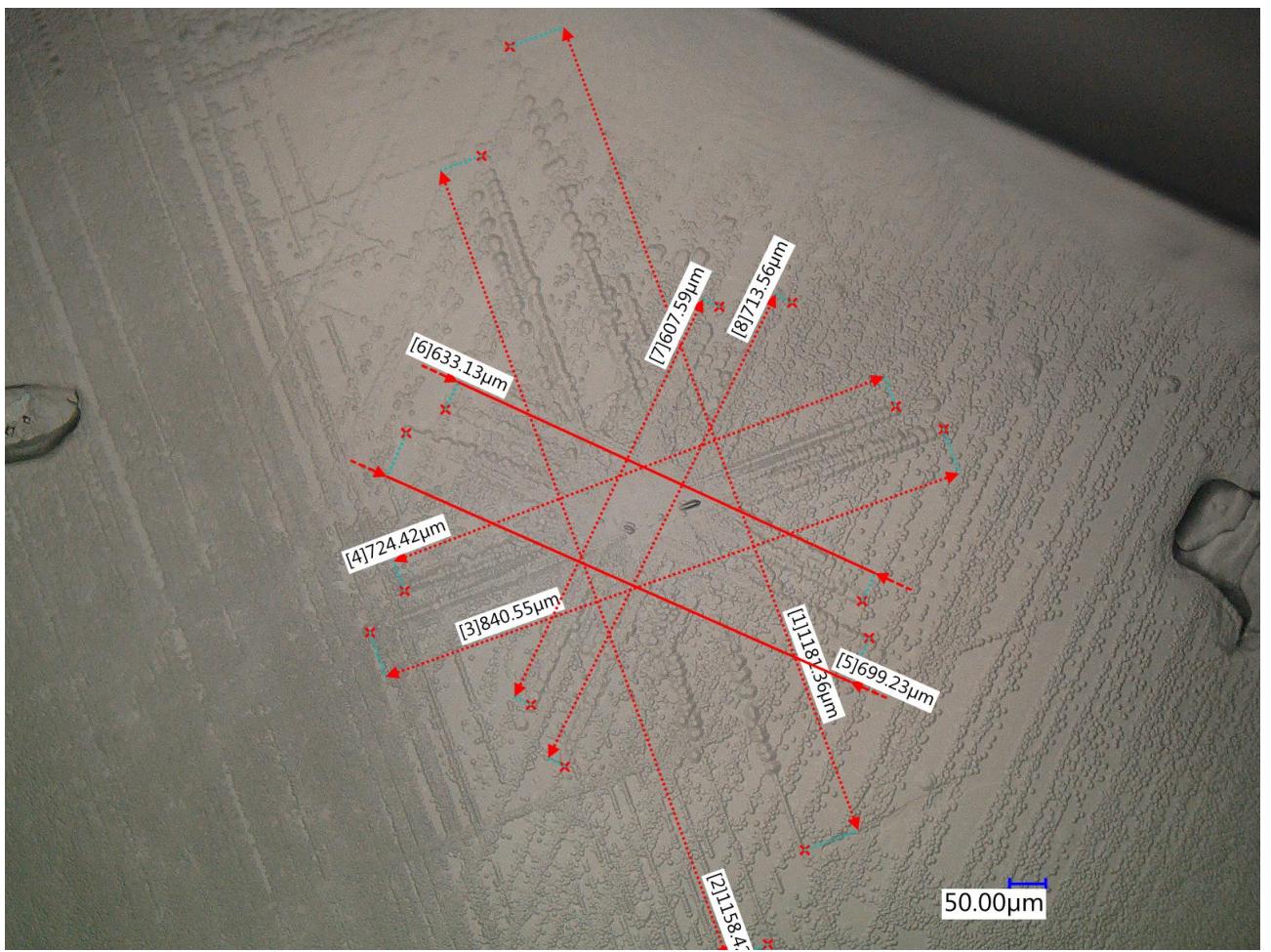


Abbildung 12: Aufnahme eines Nadeleindrucks mit Abmessungen nach der Anwendung des Axialen Drucks

Aus den Messungen durch das Mikroskop lassen sich grob folgende Messungen für die Wanderungsdistanz bestimmen

Vorher [μm]	Nachher [μm]	Differenz [μm]	Geschwindigkeit [$\frac{\mu m}{min}$]
838 ± 5	841 ± 5	3 ± 10	$1,0 \pm 3,3$
724 ± 5	724 ± 5	1 ± 10	$0,2 \pm 3,3$
869 ± 5	1158 ± 5	290 ± 10	$96,6 \pm 8,7$
1005 ± 5	1181 ± 5	177 ± 10	$58,9 \pm 5,9$
533 ± 5	633 ± 5	100 ± 10	$33,2 \pm 4,3$
709 ± 5	699 ± 5	-10 ± 10	$-3,4 \pm 3,4$
612 ± 5	608 ± 5	-4 ± 10	$-1,5 \pm 3,3$
657 ± 5	714 ± 5	57 ± 10	$18,9 \pm 3,7$

Tabelle 1: Messung der Wanderung der Rosettenarme

Es ist deutlich zu erkennen, dass durch den axialen Druck nur wenige Arme entlang der $<110>$ - Richtung ein Starkes Wachstum erfahren haben, das Wachstum der anderen Arme ist im Rahmen unserer Messgenauigkeit kaum aussagekräftig, ließe sich jedoch auf die statistische Verteilung der Energie entlang aller Achsen zurückführen. Das ausbleibende Wachstum der Arme in $<100>$ - Richtung entspricht grundsätzlich unseren Erwartungen, wir hätten allerdings auch ein deutlicher sichtbares Wachstum der Arme in $<110>$ - Richtung erwartet. Vermutlich hätte sich durch ein höheres Lastgewicht oder eine erhöhte Belastungsdauer ein stärkeres Wachstum ergeben. Genauso hätte dies jedoch auch eine Zunahme der Fehlstellen abseits der Nadeleindrücke verursachen können, was die Auswertung an dieser Stelle erschwert hätte. Bereits in unserer Aufnahme ist zu erkennen, dass sich durch die Belastung unzählige zusätzliche Fehlstellen auf der Kristalloberfläche gebildet haben.

Schubspannung im Gleitsystem

Um den Druck im Gleitsystem zu bestimmen wurde das angewandte Gewicht ($m = 2,716 \pm 0,01$ Kg) der Presse sowie die Druckfläche ($A = 3618962 \mu m^2$) der Probe bestimmt. Mit

$$F = m \cdot a = 26,64 \pm 0,10 \text{ N} \quad (5)$$

folgt die Kraft (Fehler: $0,01 \text{ Kg} \cdot 9,81 \text{ m/s}^2 \approx 0,10$). Die Kraft entlang der bevorzugten gleitebene berechnet sich mit der Gitterkonstante $a=0.402 \text{ nm}$ zu[7]

$$F_{<110>} = F \cdot b_{<110>}^2 = \frac{a^2}{2} \cdot F \quad (6)$$

und anschließend die über

$$\sigma = F_{<110>} \cos(\pi/4)/A = (4,2 \pm 0,016) \cdot 10^{-13} \frac{N}{m} \quad (7)$$

die Schubspannung. Der Fehler ergibt sich unter der Annahme, dass unsere Auswahl der Messpunkte im Auswertungsprogramm des Mikroskops eine lineare Ungenauigkeit von $1\mu m$ (und somit einen Flächenfehler von $(1\mu m)^2$) aufweist, mittels Fehlerfortpflanzung aus $\Delta\sigma^2 = (\frac{\cos(\pi/4)\Delta F_{<110>}}{A})^2 + (\frac{\cos(\pi/4)F_{<110>}\Delta A}{A^2})^2$.

5 Diskussion

Unsere Untersuchung der Ätzgrübchendichte hat wie erwartet gezeigt, dass das Temperi einer Probe die Anzahl der Kristalldefekte verringert. Die Ätzgrübchendichte der getemperten Probe ist ungefähr drei Zehnerpotenzen geringer als die der ungetemperten Probe.

Der Winkel der Kleinwinkelkorngrenze ist mit ca. einem Tausendstel Grad ebenso den Erwartungen entsprechend enorm klein, sodass die verwendete Näherung zur Winkelbestimmung gerechtfertigt ist.

Die Bestimmung des Wachstums der Nadeleindrücke erwies sich hingegen als schwierig, da die Abmessungen der infolge der Belastung gewachsenen Nadeleindruckstellen zwischen den hinzugekommenen Oberflächendefekten kaum auszumachen sind. Zudem fiel das Wachstum kleiner aus, als erwartet.

Literatur

- [1] <https://www.princeton.edu/~maelabs/mae324/glos324/y58-1.gif>
- [2] <https://docplayer.org/docs-images/74/70315204/images/31-0.jpg>
- [3] <http://muenchuwe.com/nonhtml/papers/fest-25.pdf>
- [4] https://www.ahoefler.de/index.php?option=com_content&view=article&id=294:2-dimensionale-gitterdefekte&catid=90:gitterdefekte&lang=de-de
- [5] [https://physik.cosmos-indirekt.de/Physik-Schule/Versetzung_\(Materialwissenschaft\)](https://physik.cosmos-indirekt.de/Physik-Schule/Versetzung_(Materialwissenschaft))
- [6] <https://de.wikipedia.org/wiki/Lithiumfluorid>
- [7] https://ph2.uni-koeln.de/fileadmin/Lehre/PraktikumB/Dislocations_in_Lithium_Fluoride.pdf