

F. LAVES (\*)

Institut für Kristallographie und Petrographie der ETH (Zürich).

## DIE FELDSPÄTE, IHRE POLYSYNTETISCHEN VERZWILLINGUNGEN UND PHASENBEZIEHUNGEN

### I. - Einführung in die Struktur der Feldspäte und historische Bemerkungen.

Die Feldspäte lassen sich chemisch als Mischkristalle der Zusammensetzung:

$\text{KAlSi}_3\text{O}_8$  : K-Feldspat (Or)

$\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  : Na-Feldspat (Ab)

$\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  : Ca-Feldspat (An)

auffassen. In der folgenden Diskussion wollen wir von den selteneren Komponenten ( $\text{RbAlSi}_3\text{O}_8$ ,  $\text{SrAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  und  $\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ ) absehen.

1933 gelang es Taylor bereits, ein allen Feldspäten zu Grunde liegendes Bauprinzip aufzufinden. Zu seiner Beschreibung wollen wir die Si und Al als Gerüstionen zusammenfassen und G-Ionen nennen. Die G-Ionen bilden dann zusammen mit dem Sauerstoff ein  $\text{GO}_2$ -Gerüst, welches dreidimensional unendlich ausgedehnt ist. Jedes G ist « tetraedisch » von O umgeben, wobei die Tetraeder aber nicht exakt kubische Symmetrie haben. Sie sind etwas deformiert. Jedes O gehört zu zwei Tetraedern. Nennen wir die (G-O)-Abstände innerhalb der Tetraeder  $d_{\text{Go}}$ , dann bilden die  $d_{\text{Go}}$  für sich allein betrachtet ein dreidimensional unendliches Gerüst. Dieses zeigt Abb. 1. In dieser Abbildung repräsentiert jeder Eckpunkt, von welchem 4 Strecken ausstrahlen, ein G-Ion; jede Strecke repräsentiert zwei  $d_{\text{Go}}$ -« Stäbe », denn « zwischen » zwei G-Ionen liegt ja ein O-Ion. Da die O-Ionen nicht exakt auf der Verbindungslinie zweier G-Ionen liegen, hätten die Strecken eigentlich « geknickt » gezeichnet werden müssen. Da im folgenden aber weniger

---

(\*) Vortrag, gehalten am XVI Kongress der Ital. Min. Ges., in Bergamo, October 1959.

die Metrik als die Topologie und die Symmetrie des  $\text{GO}_2$ -Gerüsts interessiert, wurden die Linien ohne den Knick gezeichnet.

Die Figur lässt monokline ( $C_{2h}$ )-Symmetrie erkennen. Sie entspricht in ihren Abmessungen dem Taylor'schen Strukturvorschlag für Sanidin. Man erkennt für die G-Ionen zwei topologisch verschiedene Lagen, hier der Einfachheit halber A und B bezeichnet (von Taylor wurden die Lagen  $\text{Si}_2$  und  $\text{Si}_1$  genannt; die kompliziertere Symbolik von Megaw, 1956, benötigen wir für die folgenden Betrachtungen nicht).

Taylor fand (und man kann es auch in dieser Zeichnung abzählen), dass sich in der C-zentrierten monoklinen Zelle des K-Feldspates vier Formeleinheiten  $\text{KAlSi}_3\text{O}_8$  befinden, d.h. also 16 G-Ionen bzw. 4 Al + 12 Si. Bei monoklin holoeidrischer Symmetrie stehen diesen G-Ionen zwei 8-zählige Punktlagen A und B zur Verfügung. Da sich aber die *gleichwertigen* Punkte dieser Punktlagen nicht *gleichartig* besetzen lassen, schloss Taylor, dass Sanidin nicht die Symmetrie  $C_{2h}$  haben könne, sondern höchstens  $C_2$ ,  $C_s$  oder  $C_1$ . Denn nur bei diesen Symmetrien sind 4-zählige Punktlagen möglich derart, dass z.B. *eine* dieser Punktlagen dann nur mit Al besetzt werden könnte. Abbildung 1 zeigt den Fall  $C_1$  mit den Aufspaltungen von A in  $A_1$ ,  $A_2$  und B in  $B_1$ ,  $B_2$ .

Während Taylor eine monoklin hemiedrische Symmetrie als wahrscheinlich ansah, machte Barth (1934) auf die Möglichkeit aufmerksam, dass die A und B Punktlagen sowohl von Al wie auch von Si in ungeordneter Weise besetzt sein könnten. Dieses würde einerseits für den Sanidin wiederum monokline Holoedrie ermöglichen (es waren ja sonst keine Eigenschaften des Sanidins bekannt geworden, welche monokline Holoedrie in Frage stellten), und andererseits würde diese Hypothese ermöglichen, den optischen Unterschied von Sanidin (monokline Optik) und Mikroklin (trikline Optik) zu erklären. Denn Barth schlug weiterhin vor, im Gegensatz zu der ungeordneten Al/Si-Verteilung des Sanidins eine geordnete Verteilung für den Mikroklin anzunehmen, welche trikline Symmetrie bedingen würde. Dies könnte dadurch erreicht werden, dass in Abb. 1 eine der Punktlagen  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $B_1$ ,  $B_2$  mit Al vollständig besetzt wäre, während die anderen drei mit Si vollständig besetzt wären.

Die Barth'sche Hypothese ermöglichte nun, eine alte Streitfrage mit neuen Argumenten diskutieren zu können: Ist K-Feldspat poly-

morph oder nicht? Nach der Barth'schen Hypothese müsste er mindestens dimorph sein, mit Sanidin als einer monoklinen Modifikation und mit Mikroklin als einer triklinen Modifikation. Demgegenüber bestand die Theorie Mallard's (1876), dass aller K-Feldspat triklin *sei*, aber monoklin *scheinen* könne infolge submikroskopischer Verzwilligung.

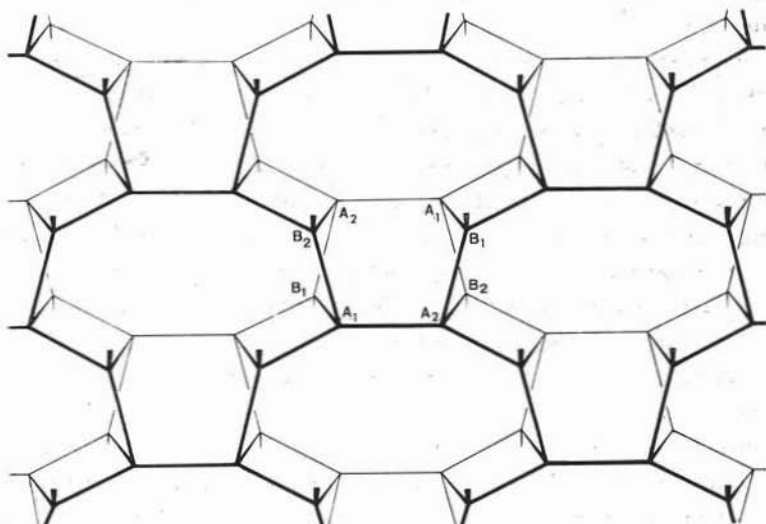


Fig. 1. — Projektion der Al, Si-Lagen des  $\text{GO}_2$ -Gerüsts, senkrecht auf (001). Eine « Schicht » zwischen zwei benachbarten identischen Ebenen der (001)-Ebenerie ist dargestellt. Bei den « B »-Lagen ist angedeutet, dass die nächsten G-Nachbarn in den « Schichten » darüber bzw. darunter angetroffen werden.

Durch eine strukturtheoretische Diskussion der röntgenographisch ermittelten Gesetze, welche die Kreuzgitter-Mikroklin-Verzwilligung beherrschen (zwei Zwillingsorientierungen nach Albit-Gesetz und zwei Zwillingsorientierungen nach Periklin-Gesetz derart, dass  $b^*$  der Albit-Gesetz-Domänen mit  $b$  der Periklin-Gesetz-Domänen zusammenfällt), konnte Laves (1950) den Beweis führen, dass K-Feldspat mindestens dimorph ist mit einer monoklinen und einer triklinen Modifikation. Dieses war als eine starke Stütze der Barth'schen Hypothese anzusehen. Sie wurde weiterhin durch die Beobachtung gestützt, dass Mikroklin ein deutlich triklinen Translationsgitter besitzt (im maximalen Fall ist

$\alpha^* = (010) \wedge (001) \approx 90^\circ 25'$ ;  $\gamma^* = (010) \wedge (100) \approx 92^\circ 16'$ , und dass es in der Natur alle Uebergänge von maximaler « Triklinität » zu den monoklinen Gitterwinkeln  $\alpha^* = \gamma^* = 90^\circ$  gibt. Letztere Tatsache muss damit gedeutet werden, dass es einen Umwandlungsmechanismus geben muss, welcher kontinuierlich und langsam verläuft. Als solcher kam höchst wahrscheinlich nur eine Veränderung der Al/Si-Verteilung in Frage, nachdem (1951) ein Einfluss der K-Ionen ausgeschlossen werden konnte (1).

Andererseits bedeutet die Richtigkeit der Barth'schen Hypothese nicht *notwendigerweise*, dass die Mallard'sche Hypothese wertlos ist. Mallard vertrat den Standpunkt, dass *jeder* optisch monoklin erscheinende K-Feldspat in Wirklichkeit triklin ist (submikroskopisch verzwillingt). In dieser strengen Formulierung ist die Mallard'sche Hypothese sicherlich nicht richtig. Man kann sich aber leicht überlegen, dass sie in vielen Fällen richtig sein *muss*: Gegeben sei ein monokliner K-Feldspat (Sanidin), der bei tiefer Temperatur den bei tiefer Temperatur stabilen triklinen (Mikroclin) Zustand anstreben sollte. Er wird mehr oder weniger gleichzeitig an verschiedenen Stellen seinen Al/Si-Ordnungszustand derart vergrössern, dass an diesen Stellen triklone Symmetrie resultiert. Diese kann sich relativ zu den ursprünglich monoklinen Achsen derart manifestieren, dass mit gleicher Wahrscheinlichkeit « Rechts »- und « Links »- Domänen in Albit- und Periklin-Zwillingsstellung entstehen. Da der Vorgang kontinuierlich verläuft, ist es eine Funktion des Interesses des Experimentators und der Güte seiner Instrumente, von wann ab die « Triklinität » der in Mikroclin-Verzwilligung orientierten Domänen nachgewiesen werden kann. Oft erweist sich ein mit einem schlechten Mikroskop optisch homogen und monoklin erscheinender K-Feldspat als sehr fein verzwillingt, wenn man ihn mit einem guten Mikroskop untersucht. Und oft erweisen sich K-Feldspäte, die mit einem guten Mikroskop untersucht optisch homogen und monoklin erscheinen, als « maximaler » Mikroclin, wenn Röntgenaufnahmen hergestellt werden. Und auch bei Röntgenuntersuchung beobachtet man « submikroskopisch » alle Uebergänge von deutlicher « Triklinität » über die Diffusität charakteristischer Reflexe zu prak-

---

(1) Durch Ionen-Austausch konnte bei  $\sim 1000^\circ\text{C}$  aus einem Albit ein Mikroclin gemacht werden. Dies beweist eine grosse Beweglichkeit der Alkali-Ionen, verglichen zu der langsamen Umwandlungsgeschwindigkeit Mikroclin - Sanidin.

tisch idealer « Monoklinität ». Aber auch hier ist es oft eine Funktion der Belichtungsdauer, ob man noch Anzeichen trikliner Symmetrie erkennt oder nicht. Es gibt also auch viele K-Feldspäte, die der Mallard'schen Theorie entsprechend aufgebaut sind. Detaillierte Studien darüber wurden von Goldsmith u. Laves (1954) ausgeführt. Für solches Material wurde von Laves (1952 a, 1960) als Name « gewöhnlicher Orthoklas » oder « common orthoclase » vorgeschlagen.

Der Erfolg, mit dem sich auf Grund der Barth'schen Hypothese einerseits und der Mallard'schen Hypothese (in eingeschränkter Form) andererseits die Vielfalt der  $\text{KAlSi}_3\text{O}_8$ -Erscheinungsformen, insbesondere eine Dimorphie monoklin - triklin deuten liess, legte es 1952 nahe, die Barthsche Hypothese auch auf die Plagioklas-Seite zu erweitern, obwohl dort seinerzeit noch nicht bekannt war, dass auch das  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  in monokliner Form vorkommen könne. [Es war zwar von Barbier (1908) behauptet worden, dass die Untersuchung eines Feldspates von Kragerö Isomorphie mit « orthose » ergeben habe, woraufhin Schaller (1910) diesem Material den Namen Barbierit gab, aber die Untersuchungsergebnisse Barbiers wurden von Barth (1929) stark angezweifelt. In der Tat wiesen dann Schneider und Laves (1957) röntgenographisch nach, dass das von Barbier untersuchte Original-Material, welches stellenweise in der Tat optisch monoklin erschien, in Wirklichkeit ein normaler submikroskopisch verzwillingter Mikroklin-Perthit war]. Andererseits hatten Bowen und Tuttle (1950) gefunden, dass synthetisches  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  andere optische Eigenschaften habe als der normale natürliche Albit, und dass auch die Pulveraufnahmen des synthetischen und natürlichen Materials verschieden seien. Sie nahmen daher für  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  Dimorphie an und nannten im Gegensatz zu dem natürlichen Albit die synthetische Form « high albite ». Laves u. Chaisson (1950) untersuchten diesen « high-albite » röntgenographisch mit Einkristall-Methoden. Es wurde gefunden, dass die Gitterwinkel des « high-albite » nur wenig von denen des Albites abweichen, und dass diese Abweichungen ähnlich sind denjenigen, die zwischen Sanidin und Mikroklin bestehen. Siehe Tabelle 1 (Laves, 1951 a).

Weiterhin wurde gefunden, dass beim Erhitzen des Albites, um ihn in den « high albite » überzuführen (der Vorgang benötigt bei etwa  $1000^\circ\text{C}$  mehrere Wochen, geht also sehr langsam), eine kontinuierliche Folge von Zuständen durchlaufen wird.

TABELLE 1

	$\alpha^*$	$\gamma^*$
Albit	86°20'	90°30'
Analbit (« high-albite ») (1)	86°05'	88°17'
(Alb.-Analb.)	15'	2°13'
Mikroklin	90°22'	92°10'
Sanidin	90°	90°
(Mikr.-San.)	22'	2°10'

Diese Folge intermediärer Zustände ist dadurch charakterisiert, dass die Gitterwinkel kontinuierlich intermediäre Werte haben, welche zwischen denen des Albites und « high albite » liegen.

Da weiterhin durch Diffusionsversuche bewiesen werden konnte (Laves, 1951 b), dass die  $\text{GO}_2$ -Gerüste von Mikroklin und Albit identisch sind, konnten (1952 a) folgende Schlüsse gezogen werden: 1.) Falls es möglich ist, mit der Barth'schen Hypothese den Unterschied monoklin — triklin des Sanidin — Mikroklin zu erklären, sollte die Hypothese auch im Stande sein, den Unterschied triklin — triklin des « high albite » — Albit zu erklären. 2.) « high albite » müsste also eine ungeordnete Al/Si-Verteilung haben, etwa derjenigen des Sanidins entsprechend.

In Abb. 1 wurde ein  $\text{GO}_2$ -Gerüst mit monokliner Symmetrie gezeichnet. Die topologische Verknüpfung dieses Netzes lässt höchstens monokline Symmetrie zu. Natürlich ist immer trikliner Symmetrie möglich, wenn man als Gitterwinkel statt  $\alpha = \gamma = 90^\circ$  solche wählt, die von  $90^\circ$  abweichen. Somit ist strukturtheoretisch die Forderung 2.) (oben) erfüllbar.

Sie ist aber auch bezüglich der Al/Si-Verteilung erfüllt. Dies liess sich experimentell (1952 a) in folgender Weise beweisen: Es wurden natürliche Alkalifeldspäte mit hohen Na-Gehalten untersucht ( $\text{Or}_{19}\text{Ab}_{81}$ ;  $\text{Or}_{23}\text{Ab}_{77}$ ;  $\text{Or}_{35}\text{Ab}_{65}$ ;  $\text{Or}_{37}\text{Ab}_{63}$ ), welche sich im « high-albite »-Zustand befanden. Sie konnten durch Erhitzen reversibel in den monoklinen Zustand überführt werden. Diese Transformation ist weder überhitzbar

(1) Inzwischen wurde der Name Analbit vorgeschlagen. Die Zweckmässigkeit und historische Berechtigung dieses Namens, zuerst von Winchell (1925) eingeführt, wurde begründet (1952 a, 1960). Siehe unten.

noch unterkühlbar. Sie tritt momentan ein, wenn die Transformations-Temperatur ( $T_{\text{displ.}}$ ) erreicht wird. Die « Triklinität » des triklinen Zustandes ist eine schnell ansprechende Funktion der Temperatur. Der monokline Zustand wird beim Erhitzen kontinuierlich, ohne beobachtbaren « Sprung » erreicht. Es liegt also eine Transformation « höherer Ordnung » vor von einem Typ, der nach Buerger (1948) « displacive transformation » genannt wird.  $T_{\text{displ.}}$  ist eine Funktion des K/Na-Verhältnisses und muss auch, wie 1960 diskutiert wurde, eine Funktion der Al/Si-Verteilung sein (siehe unten). Unter anderem wurde bei  $K/Na = 37/63$   $T_{\text{displ.}} \approx 60^\circ\text{C}$  gefunden, bei  $K/Na = 19/81$  war  $T_{\text{displ.}} \approx 560^\circ\text{C}$ . Eine Extrapolation der Werte führt für reines  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  auf  $T_{M/A} \approx 1080^\circ\text{C}$ . Praktisch gleiche Werte wurden unabhängig von MacKenzie (1952) gefunden, jedoch ohne sie in dem vom Verfasser (1952) vertretenen Sinne des Einflusses der Al/Si-Verteilung innerhalb des  $\text{GO}_2$ -Gerüsts zu interpretieren. Obwohl MacKenzie bereits auf Grund von Röntgenaufnahmen an synthetischem, reinem  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  bei hohen Temperaturen *sehr* wahrscheinlich machen konnte, dass unterhalb des Schmelzpunktes ( $\sim 1100^\circ\text{C}$ ) eine exakt monokline Modifikation des  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  existiert (die sich nicht auf Zimmertemperatur abschrecken lässt), wurde ein Beweis hierfür erst durch Baskin (1956) erbracht. Baskin und später auch Schneider (1957) zeigte, dass es möglich ist, einen unverzwillingten Albit-Einkristall durch langes Erhitzen bei etwa  $1050^\circ\text{C}$  in einen Zustand zu bringen, der nach Abkühlen auf Raumtemperatur optisch monoklin erscheint. Röntgenographisch erweisen sich dann solche Kristalle submikroskopisch nach « Mikroklin-Gesetz » verzwillingt. Hieraus kann geschlossen werden (siehe oben die Diskussion bezüglich der Mallard-Hypothese), dass das Material bei hoher Temperatur wirklich monoklin gewesen ist.

Es besteht also heute kein Zweifel mehr, dass bei genügend hohen Temperaturen *über dem* « high-albite » (triklin) eine *bei noch höheren* Temperaturen stabile  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ -Modifikation existiert, welche monokline Symmetrie hat. Da andererseits die « high-albite »-Modifikation das K-freie Endglied einer von Winchell (1925) mit « analbite » bezeichneten Na-reichen Alkalifeldspatserie darstellt, wurde vom Verf. (1952 a) vorgeschlagen, statt des Namens « high albite » den Namen « analbite » zu wählen. Dieser Vorschlag hat (ausser seiner historischen Berechtigung) noch folgenden Vorteil: Es wurde bereits erwähnt, dass K-Gehalte einen sehr grossen Einfluss auf  $T_{\text{displ.}}$  haben, und dass ein



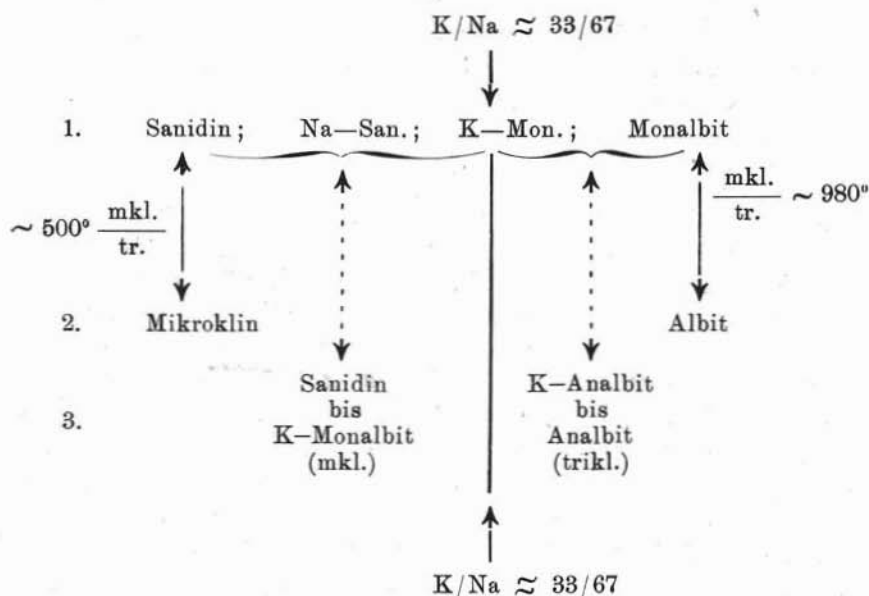
K-haltiger « high analbite » ( $\text{Or}_{23}\text{An}_{67}$ ) nur *unterhalb* etwa  $60^\circ\text{C}$  existenzfähig ist, darüber sich aber (bis zum Schmelzpunkt,  $\sim 1050^\circ\text{C}$ ) in eine monokline Modifikation umwandelt. Es ist nun etwas verwirrend, eine nur unterhalb  $60^\circ\text{C}$  existierende Feldspatmodifikation als « high »-Modifikation bezeichnen zu müssen.

Wir fassen zusammen. Auf der Na-Seite kann man bei Raumtemperatur ausser dem *bei tiefer Temperatur stabilen* Albit (triklin) den *bei tiefer Temperatur unstabilen* Analbit (triklin) antreffen. Strukturell verhält sich ein Analbit zum Albit wie ein auf Raumtemperatur abgeschreckter Sanidin zum Mikroklin. Während ein auf Raumtemperatur abgeschreckter Sanidin bei Erhitzung seine Symmetrie nicht ändert, ändert sich die triklone Symmetrie des Analbites beim Erhitzen (sobald die Temperatur  $T_{\text{displ.}}$  erreicht ist) in die monokline Symmetrie eines Zustandes, den man als « monokline Hoch-Temperatur-Modifikation des  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  » beschreiben müsste. Es ist zweckmässig, diesem Zustand einen kurzen Namen zu geben. Nachdem Schneider und Laves (1957) zeigen konnten, dass der Name Barbierit zu Unrecht erteilt wurde, wurde von diesen Autoren vorgeschlagen, diesen Zustand *Monalbit* zu nennen. Die Silbe « Mon » soll andeuten, dass es sich hierbei um eine monokline Modifikation handelt.

Tabelle 2 gibt in gedrängter Form die wesentlichsten Phasenbeziehungen wieder, welche zwischen den extremen Zuständen Sanidin (hoch), Mikroklin (tief), Monalbit (hoch), Albit (tief) und Analbit bestehen. Bezüglich weiterer Einzelheiten sei auf eine Untersuchung des Verfassers (1960) verwiesen. In letzterer werden auch noch die folgenden Fragen eingehend diskutiert: 1.) Wie ändern sich unter Gleichgewichtsbedingungen (equilibrium conditions) die Al/Si-Konzentrationen der Punktlagen A und B (im monoklinen  $\text{GO}_2$ -Gerüst) und der  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $B_1$ ,  $B_2$  (im triklinen  $\text{GO}_2$ -Gerüst) als Funktion der Temperatur. Oder mit anderen Worten: Welche intermediären Zustände sind zwischen den extremen Zuständen als *stabile* Zustände möglich. 2.) Was für (bei allen Temperaturen) *unstabile* Zustände sind zu erwarten, wenn ein abgeschreckter Sanidin (oder ein K-Feldspat, der bei tiefer Temperatur infolge schneller Kristallisationsgeschwindigkeit derart ungeordnet gewachsen ist, dass er Sanidin-Zustand hat) sich auf dem Wege befindet, in den stabilen Mikroklin überzugehen; und was für (bei allen Temperaturen) *instabile* Zustände sind zu erwarten, wenn ein Monalbit sich derart schnell abkühlt, dass die Al/Si-Verteilung



TABELLE 2



Zeile 1: Stabil bei hoher Temperatur

Zeile 2: Stabil bei tiefer Temperatur

Zeilen 3: Unstabil bei tiefer Temperatur

Zeilen 1 und 3: Bezüglich Al/Si derart ungeordnet, dass *monokline* Symmetrie möglich ist

Zeile 2: Bezüglich Al/Si derart geordnet, dass *trikline* Symmetrie notwendig ist

← → bedeutet, dass eine kontinuierlich ablaufende Umwandlung durch einen *diffusiven Mechanismus* möglich ist, der *sehr* viel Zeit benötigt, insbesondere in der Richtung nach tiefer Temperatur

← - - - → bedeutet, dass jede Temperaturänderung momentan mit einer Aenderung verbunden ist, welche durch einen *displaciven Mechanismus* verursacht ist. Auf der K-Seite äussert sich dieser lediglich als thermische Kontraktion bzw. Dilatation, auf der Na-Seite hingegen als eine *displacive Transformation*: monoklin ← - - - → triklin. Bei welcher Temperatur diese Transformation stattfindet, hängt vom K/Na-Verhältnis und vom Al, Si-Ordnungs/Unordnungsgrad ab. Je höher der Unordnungsgrad und je grösser das K/Na-Verhältnis ist, desto niedriger ist  $T_{displ.}$

nicht synchron die Zustände durchläuft, welche sich unter Gleichgewichtsbedingungen ausbilden sollten.

Diese Andeutungen mögen an dieser Stelle genügen, einen Eindruck von der ungeheuren Mannigfaltigkeit zu vermitteln, welcher man bei der strukturellen Untersuchung von Alkalifeldspäten begegnen kann. Andererseits dürfte es wichtig sein, sich in systematischer Weise einen Ueberblick darüber zu verschaffen (1950, 1952 a, 1960), welche Möglichkeiten der Ordnung und Unordnung es vom strukturtheoretischen Standpunkte aus geben kann. Denn eine solche Uebersicht erleichtert es ausserordentlich, die Mannigfaltigkeit der Erscheinungsformen der Feldspäte und ihrer physikalischen Eigenschaften zu verstehen und für genetische Deutungen nutzbar zu machen. Es ist daher erstaunlich, wie viele Autoren sich bislang nur zögernd entschliessen können, die Richtigkeit der hier skizzierten Prinzipien anzuerkennen. Der Grund dafür ist wohl der, dass es vom experimentellen Standpunkt aus gesehen bislang leider nur gelang, indirekte Beweise für die Realität der theoretisch ableitbaren Al/Si-Verteilungen zu erbringen. Denn auch die röntgenographische Methodik versagt in diesem Sinne, weil das Streuvermögen von  $Al^{3+}$  und  $Si^{4+}$  so ähnlich ist, dass zwischen ihnen nicht unterschieden werden kann. Immerhin ist es Taylor und Mitarbeitern (Bailey, 1955; Ferguson, Traill, 1958) in drei Einzelfällen (einem intermediären Mikroklin, dem max. Albit, und einem « high albite ») gelungen, aus den Grössen der  $O_4$ -Tetraeder Al/Si-Verteilungen abzuleiten. Sie bestätigen qualitativ den hier vertretenen Standpunkt. Die quantitativen Abschätzungen sind jedoch im Falle des Albites (Ferguson, Traill u. Taylor, 1958) sehr wahrscheinlich nicht richtig. Denn diese Autoren entwickelten, darauf basierend, Anschauungen über die Stabilität des Mikroklin, die nicht nur den allgemeinen hier dargestellten Prinzipien zuwiderlaufen, sondern auch im Gegensatz zu der unbezweifelbaren Tatsache stehen, dass von allen uns bekannten  $KAlSi_3O_8$ -Zuständen der « maximale » Mikroklin (und nicht « Orthoklas »!) derjenige ist, welcher dem bei Raumtemperatur stabilen Zustand am nächsten kommt. Auch stehen diese Diskussionen im Widerspruch zu der von Laves (1951 b, vgl. auch Hafner u. Laves, 1957) experimentell bewiesenen Tatsache, dass die  $GO_2$ -Gerüste des maximalen Mikroklin und maximalen Albites identisch sind. Andererseits wurden bei dem von Ferguson, Traill und Taylor untersuchten « high albite » (in Bestätigung der Schlussfolgerungen des Verfassers, 1952 a) keine Unterschiede der Grössen der  $O_4$ -Tetraeder gefunden.

## II. - Ueber einen Beweis der Existenz verschiedener Al/Si-Verteilungen in Alkali-Feldspäten.

In Ergänzung vorstehend erwähnter indirekter Indizien für den Unterschied der Al/Si-Verteilungen in verschiedenen Feldspat-Zuständen gelang es kürzlich Brün, Hafner, Hartmann, Laves und Staub (1960), einen direkten Beweis dafür zu erbringen, und zwar mit Hilfe der magnetischen Kernresonanz. Es ergab sich hiermit eindeutig, dass Mikroklin und Albit weitgehend bezüglich Al geordnet sind. Natürlicher Sanidin, sowie Sanidin und Analbit, welche durch langfristiges (mehrere Wochen) Erhitzen bei  $\sim 1050^\circ$  aus Mikroklin und Albit hergestellt worden waren, erwiesen sich als weitgehend ungeordnet.

An Hand einiger Beispiele sei jetzt die Fruchtbarkeit der nunmehr als gültig bewiesenen Barth'schen Hypothese erläutert.

## III. - Stabile und unstabile Al/Si-Verteilungen.

### A. Kalifeldspäte.

Abb. 2 zeigt eine Skizze, wie man sich etwa die Al/Si-Verteilungen als Funktion der Temperatur unter Gleichgewichtsbedingungen vorzustellen hat (Laves 1960). Die Kurven a und b bzw.  $a_1$ ,  $a_2$  und  $b_1$ ,  $b_2$  geben die Wahrscheinlichkeiten an, Al in den Punktlagen A und B bzw.  $A_1$ ,  $A_2$  und  $B_1$ ,  $B_2$  anzutreffen. Die Kurven sind kontinuierlich gezeichnet, d.h. unter der Voraussetzung, dass die Umwandlung Sanidin  $\longleftrightarrow$  Mikroklin, welche als eine diffusive Transformation (Laves, 1952 a) aufgefasst wird, eine Umwandlung höherer Ordnung ist. (Es sind keine experimentellen Tatsachen bekannt, die gegen diese Annahme sprechen, aber viele Hinweise dafür, dass die Umwandlung kontinuierlich ist.). Aus Gründen der chemischen Zusammensetzung  $AlSi_3O_4$  des  $GO_2$ -Gerüsts und der Tatsache, dass sich 16 G-Ionen in der Elementarzelle befinden, muss im monoklinen Fall gelten  $a + b = 0.5$  und im triklinen Fall  $a_1 + a_2 + b_1 + b_2 = 1$ . Im monoklinen Fall ist daher die Konzentration b eindeutig durch diejenige von a gegeben und umgekehrt. Dies ist grundlegend anders im triklinen Fall. Zu jedem  $a_1$  gibt es eine dreifach unendliche Mannigfaltigkeit von  $a_2$ ,  $b_1$  und  $b_2$ -Werten. Unter Gleichgewichtsbedingungen gibt es natürlich zu jedem  $a_1$  nur eine ganz bestimmte Kombination von  $a_2$ ,  $b_1$  und  $b_2$ -Werten. Die in Abb. 2 gewählte Kurvenform wurde in der Arbeit (1960)

eingehend begründet. Hier soll nur das Prinzipielle interessieren: Es ist möglich, mit sinkender Temperatur von praktisch völliger Unordnung ( $a=b$ ) ausgehend unter Beibehaltung monokliner Symmetrie eine gewisse Ordnung ( $a \neq b$ ) zu erreichen und kontinuierlich zu trikliner Symmetrie ( $a_1 \approx a_2$ ;  $b_1 \approx b_2$ ) überzugehen, um schliesslich grösstmögliche Ordnung (mit  $a_1 = a_2 = b_1 = 0$ ;  $b_2 = 1$ ) zu erreichen. Die stabil möglichen monoklinen Zustände seien Sanidin genannt, die stabil möglichen triklinen Zustände seien Mikroklin genannt. Zusätze wie «(hoch), (intermediär), (tief)» gestatten qualitative Aussagen über die Ordnungsgrade innerhalb der Sanidin- und Mikroklingruppe.

Ausser den stabilen Zuständen, die durch eine Kurvenschar der in Abb. 2 dargestellten Art charakterisiert werden können, ist mit der Existenz von Zuständen zu rechnen, welche bei keiner Temperatur stabil sind. Sie seien instabile Zustände genannt.

Solche Zustände können z.B. dadurch entstehen, dass ein K-Feldspat bei tiefer Temperatur unter Bedingungen, bei welchen sich eigentlich Mikroklin stabil ausscheiden sollte, derart schnell und ungeordnet wächst, dass er als monokliner Sanidin zu bezeichnen wäre (Goldsmith, 1953), oder dass ein Sanidin relativ schnell auf tiefe Temperatur abgekühlt wird. Nehmen wir im Extremfall an, es handle sich um einen Sanidin mit  $a = b = 0.25$ . (Siehe den Punkt  $\times$  in Fig. 2). Es ist dann zu erwarten, dass der stabile Zustand des Mikroklin mit  $a_1 = a_2 = b_1 = 0$  und  $b_2 = 1$  in der Weise «direkt» angestrebt wird, dass das Al in die Punktlage  $B_2$  wandert und dass die Punktlagen  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $B_1$  ziemlich gleichmässig an Al verarmen. Dabei könnte zum Beispiel ein Zustand durchlaufen werden mit  $a_1 = a_2 = b_1 = 0.20$  und  $b = 0.40$ . Ein solcher Zustand wäre bei keiner Temperatur stabil. Er könnte eventuell «sanidiniger Mikroklin» oder «mikrokliner pseudo-Sanidin» genannt werden, je nachdem, ob er mehr Mikroklin- oder mehr Sanidin-Charakter hat.

#### B. Zum Adular-Problem.

Bekanntlich zeigen viele Adulare (1), welche morphologisch monoklin erscheinen und sicherlich bei tiefer Temperatur im Stabilitäts-

---

(1) «Adular» wird hier nicht als Phasenbezeichnung aufgefasst, sondern als morphologisch definiert [vorwiegend begrenzt von (110) und  $(\bar{2}01)$  oder  $(\bar{1}01)$ , mit (010) und (001) höchstens nur untergeordnet vorhanden].

feld des Mikroklin gewachsen sind, optisch und röntgenographisch eine grosse Variabilität der Eigenschaften und mehr oder weniger Abweichungen von monokliner Symmetrie (Laves, 1950, und Chaisson, 1950). Sie werden als typische Vertreter von Zwischenzuständen aufgefasst, die im vorigen Absatz unstabil genannt und beschrieben wurden. Vgl. Bambauer und Laves (1960).

### C. Zum Orthoklas-Problem.

Während der Uebergang des Adulars in den Mikroklin-Zustand in den Randpartien offenbar « sektorenartig » verläuft derart, dass einzelne Sektoren gewisse triklone Orientierungen bevorzugen, laufen sonst in den K-Feldspäten die Umwandlungen meist derart ab, dass als ein vorläufiger Endzustand der Mikroklin in Kreuzgitter-Verzwilligung erreicht wird. (Gelegentlich scheint sich durch spätere « Sammelkristallisation » — secondary cristallisation — der Mikroklin auch in einkristalliner Form ausbilden zu können. Primär als Einkristall wachsende Mikrokline scheinen ausserordentlich selten zu sein). Es wurde schon oben darauf hingewiesen, dass dabei notwendigerweise ein Zustand submikroskopischer Verzwilligung durchlaufen werden muss, dessen Triklinität optisch noch nicht erkennbar ist. Es wurde vorgeschlagen, solches Material « gewöhnlichen Orthoklas » (common orthoclase) zu nennen. Hier sei noch nachgetragene, dass es von der speziellen Wärme-Geschichte im Einzelfall abhängt, ob die verzwilligten Domänen *stabil mögliche* Mikroklin-Zustände (der Abb. 2) sind oder instabile intermediäre Zustände, im Prinzip derart, wie sie vorstehend als für den Adular charakteristisch angesehen wurden.

### D. Na-Feldspäte.

In ähnlicher Weise, wie Abb. 2 für die K-Feldspäte gezeichnet wurde, lässt sich ein topologisch identisches Diagramm für die Na-Feldspäte entwerfen (Laves, 1960). Als wesentlicher Unterschied sei hier erwähnt, dass die Temperatur, bei welcher die Kurven a und b in  $a_1$ ,  $a_2$  und  $b_1$ ,  $b_2$  aufspalten (für den K-Feldspat bei etwa 500° angenommen), für den Na-Feldspat recht genau auf 980°C abgeschätzt werden kann.

Als weiterer Unterschied gegenüber der K-Seite kommt hinzu, dass der Monalbit im Gegensatz zum Sanidin sich im allgemeinen bei Abkühlung spontan in den triklinen Analbit umwandelt. Dies hat die wesent-

liche Konsequenz, dass man auf der Na-Seite keinen « Orthoklas »-artigen Zustand und keine « Mikroklin-artige » Verzwilligung kennt, welche als Folge einer diffusiven Transformation zu deuten wären. « Mikroklinartige » Verzwilligungen sind hingegen in den Feldspatkrystallen der Rhombenporphyre (und ähnlicher Gesteine) bekannt. Hier sind diese Verzwilligungen aber wohl eher als Konsequenz einer

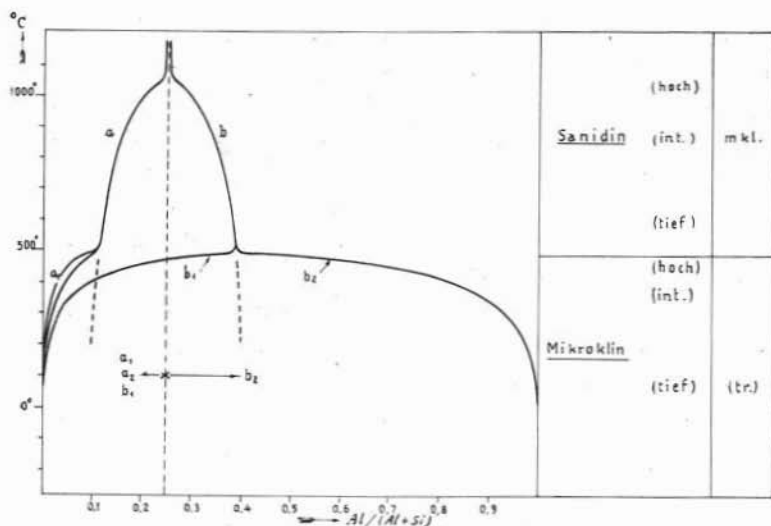


Fig. 2. — Schematische Skizze der Al/Si-Verteilungen im  $KAlSi_3O_8$  als Funktion der Temperatur unter Gleichgewichtsbedingungen. Die Kurven a, b, a<sub>1</sub> etc. repräsentieren die Wahrscheinlichkeiten, Al in den Punktlagen A, B, A<sub>1</sub> etc. anzutreffen. - Der rechte Teil der Figur gibt einen Benennungsvorschlag.

displaciven Transformation K-Monalbit → K-Analbit zu deuten. Dass konkurrierend auch ein diffusiver Umwandlungsmechanismus eine Rolle spielt, versteht sich von selbst. Auf die weitere Komplikation infolge antiperthitischer Entmischung sei hier nur kurz hingewiesen.

Während es eine kontinuierliche *stabile* Serie vom weitgehend ungeordneten Monalbit zum weitgehend geordneten Albit als Folge diffusiver Transformationen (mit  $T_{\text{Mon/Alb.}} \approx 980^\circ$ ) geben muss, sind die durch displacive Transformationen aus dem Monalbit entstehenden Analbite als bei jeder Temperatur *unstabile* Zustände zu betrachten. Auf die grosse Anzahl weiterer instabiler Zustände, welche intermediär

zwischen Analbit und Albit liegen, wird unter E. noch kurz hingewiesen werden. Analog den bei der K-Seite vorgeschlagenen Namen könnte man in solchen Fällen von « analbitigen Albiten » oder « albitigen Analbiten » sprechen. Man vergleiche hierzu eine Arbeit von MacKenzie (1957), in welcher sich interessante Mitteilungen über synthetisch hergestellte intermediäre Zustände finden.

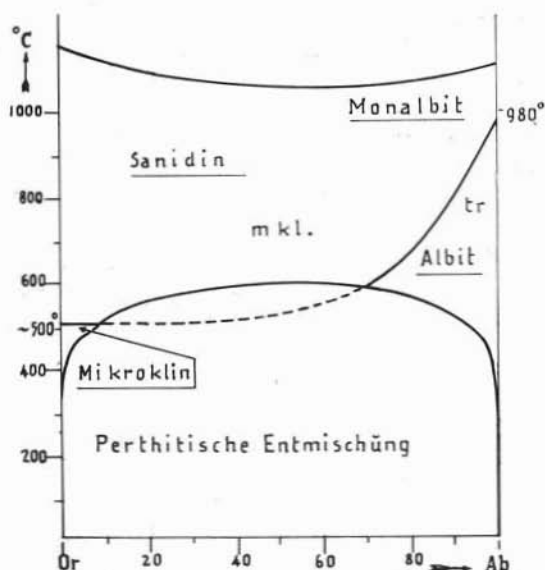


Fig. 3. — Schema des stabilen Zustandsdiagrammes der Alkalifeldspäte.

#### E. Das stabile Zustandsdiagramm und die unstabilen Zustandsdiagramme der Alkalifeldspäte.

Auf Grund vorstehender Erörterung lässt sich theoretisch ein stabiles Zustandsdiagramm entwerfen. Siehe Abbildung 3. Die exakte Kurvenlage ist nicht bekannt, und es dürfte auch grosse Schwierigkeiten machen (wegen mangelnder Zeit, denn für exakte Experimente wären geologische Zeiten notwendig, um stabile Gleichgewichtszustände bei Temperaturen unterhalb etwa 800°C zu erhalten), sie experimentell zu bestimmen. Die Abbildung 3 dürfte aber sicherlich vom topologischen Standpunkte aus richtig sein. Die Form der perthitischen Entmischungskurve wurde auf Grund publizierter und noch unpublizierter Daten gezeichnet.



Für jede Temperatur gibt es also eine Serie stabiler Alkalifeldspat-Zustände (mit einer für diese Temperatur charakteristischen Al/Si-Verteilung) in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung. Verändert man deren Temperatur — sei es durch Erhitzung, sei es durch Abkühlung — derart schnell, dass sich die Al/Si-Verteilung dabei nicht ändert, so ergeben sich Zustandsdiagramme, welche nur für eine be-

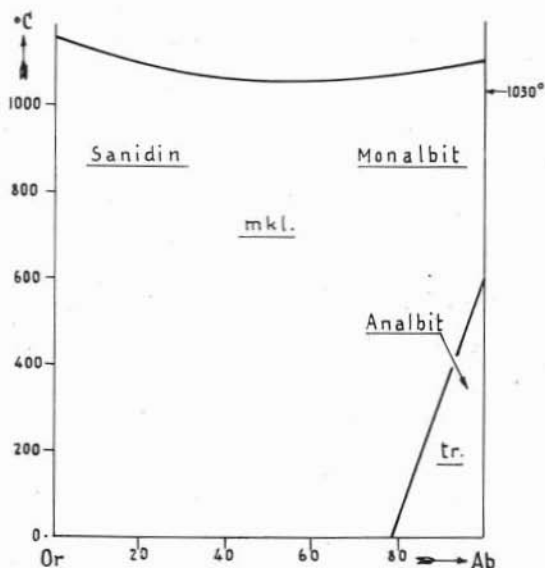


Fig. 4. — Unstabiles Zustandsdiagramm für Alkalifeldspäte, die bei etwa 1030°C stabil möglich sind. Vergleiche Fig. 3.

stimmte Temperatur die stabilen Verhältnisse wiedergeben. Zwei solche Diagramme sind in den Abb. 4 und 5 für bei 930°C und 1030°C stabile Zustände gezeichnet worden. Hier tritt auf der Na-Seite die « displacive Transformation » als komplizierender Faktor in Erscheinung.

Um die Gesamtheit aller möglichen Alkalifeldspat-Zustände überblicken zu können, muss man bedenken, dass die Zustände, welche in den Diagrammen der Art der Abb. 4 und 5 dargestellt sind, im Laufe der Zeit kontinuierlich in die stabilen Zustände der Abb. 3 übergehen müssen. Es muss also eine vielfach-unendliche Mannigfaltigkeit von Zuständen geben, welche bei keiner Temperatur stabil sind.

Wenn es auch einerseits nicht möglich und wohl auch uninteressant ist, die Gesamtheit all dieser Zustände aufzuzählen bzw. zur Darstel-

lung zu bringen, so ist es andererseits doch wichtig, sich darüber klar zu sein, *wie gross die Mannigfaltigkeit ist*. Man kann also nicht erwarten, dass es möglich ist, durch eine einfache Funktion (z.B. optische Eigenschaften als Funktion der chemischen Zusammensetzung) diese bezüglich Al/Si-Verteilungen vieldimensionalen Möglichkeiten zur Darstellung zu bringen. Immerhin wird es möglich sein, durch geeignete

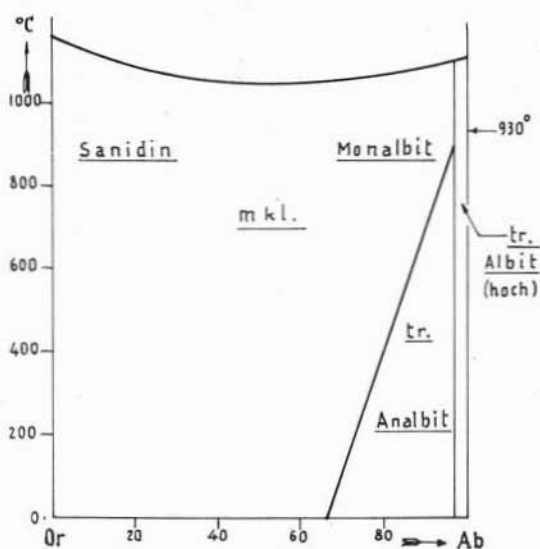


Fig. 5. — Unstabiles Zustandsdiagramm für Alkalifeldspäte, die bei etwa 930°C stabil möglich sind. Vergleiche Fig. 3.

Interpolationen wichtige Schlüsse ziehen zu können, wenn erstmal die physikalischen Daten besonders charakteristischer Extremzustände genau festgelegt worden sind.

#### F. « Anorthoklas ».

Durch die Ausführungen unter E. dürfte es klar geworden sein, dass es nicht möglich ist, für das, was die meisten Mineralogen und Petrographen « Anorthoklas » nennen, eine eindeutige Definition zu geben. Daher wurde schon 1952 vorgeschlagen, dieses Mineral vorwiegend « chemisch » zu definieren, und zwar als Na-reichen Alkalifeldspat. Strukturell kann « Anorthoklas » in verschiedenster Weise mit verschiedensten physikalischen (z. B. optischen) Eigenschaften auftreten. Ueber weitere Diskussionen zu diesem Problem vergleiche die Arbeit (1960).

#### IV. - Die Plagioklasse.

1937 zeigte Spencer den grossen Einfluss langen Erhitzens bei 1075°C auf die optischen Eigenschaften des Albites. Er berichtete, dass sich 2V von 100° (Wert des normalen Albites) bis etwa 35° zu ändern vermöge. Aehnliche Resultate erhielten Tuttle und Bowen (1950), sowie Köhler (1941). Letzterer wies ganz allgemein für die Plagioklasse nach, dass die optischen Eigenschaften keine eindeutige Funktion der chemischen Zusammensetzung sind. Köhler stellte aber bereits fest, dass man eine Hochtemperatur- und eine Tieftemperaturoptik der Plagioklasse unterscheiden kann.

Auf Grund der in den früheren Abschnitten gegebenen Diskussion dürfte es zu erwarten sein, dass auch für die Variation der Plagioklasoptik die Variation der Al/Si-Verteilungen von grossem Einfluss ist. Während bereits viele Arbeiten inzwischen erschienen sind, welche über die optische Variabilität Auskunft geben, ist eine Zuordnung der optischen Variabilität zu struktureller Variation nur im Falle von relativ reinem  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  und von einem Oligoklas  $\text{Or}_2\text{Ab}_{85}\text{An}_{13}$  experimentell durchgeführt (Schneider, 1957). Hierbei zeigte sich, dass man bei den sauren Plagioklasen mit mehreren Einflüssen auf die optischen Eigenschaften zu rechnen hat: 1. Variation der Al/Si-Verteilung, erkennbar an Änderungen der Gitterwinkel, 2. verschiedene Grade submikroskopischer Verzwilligung und 3. submikroskopische (Feristerit-) Entmischung (Laves, 1954). Es wird eine interessante und wichtige Aufgabe der Zukunft sein, die optische und strukturelle Korrelation auf die gesamte Plagioklasreihe auszudehnen. Bezüglich der optischen Variabilität, soweit sie der bislang publizierten Literatur entnommen werden kann, sei auf Arbeiten von Burri (1956) verwiesen. Im folgenden soll versucht werden, einen Ueberblick über die strukturellen Phasenbeziehungen der Plagioklasse zu geben.

Im Gegensatz zu den Alkalifeldspäten, bei welchen das Al/Si-Verhältnis immer 1/3 ist, ist die Situation bei den Plagioklasen deswegen erheblich anders, weil sich in der Reihe  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ - $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  das Al/Si-Verhältnis von 1/3 bis 1/1 ändert. Dies hat in mehrerer Hinsicht weitreichende Konsequenzen: 1.) Setzen wir voraus, dass auch für die Plagioklasse das gleiche Bauprinzip gilt, wie es für die Alkalifeldspäte gefunden wurde, und dass die Grösse der Elementarzelle bezüglich molekularen Inhaltes ebenfalls gleich bleibt (d. h. dass sich 16 G-Ionen in

der Elementarzelle befinden), dann ist strukturtheoretisch exakte Ordnung nur beim reinen Na- und beim reinen Ca-Feldspat möglich. Die chemisch intermediären Glieder müssen notwendigerweise einen gewissen Grad von Unordnung besitzen. Das heisst, mit zunehmendem An-Gehalt muss (bis zu einer gewissen Grenze) die « Unordnung » zunehmen und die Unterschiede maximal möglicher Ordnung und maximal möglicher Unordnung sollten sich verwischen. Dieses Argument konnte (1952 a, S. 440) dazu benützt werden, Beobachtungen von Tuttle und Bowen (1950) zu deuten und als Argument für die Richtigkeit der These zu verwenden, dass die Unterschiede der Hoch- und Tief-Temperaturmodifikationen auch der Plagioklase auf Unterschieden in der Al/Si-Verteilung beruhen. 2.) Für die Plagioklase ist ein ganz anderes « Entmischungs » — bzw. « Homogenisierungs » — Verhalten zu erwarten als für die Alkalifeldspäte. Während bei den letzteren Änderungen der chemischen Zusammensetzung lediglich ein Wandern der Na- und K-Ionen (ein sehr schneller Vorgang) benötigen, ist bei den Plagioklasen eine Na/Ca-Konzentrations-Verschiebung notwendigerweise mit einer Si/Al-Verschiebung (ein sehr langsamer Vorgang) verbunden. In den Alkalifeldspäten können sich also relativ schnell « sichtbare » Perthitentmischungen ausbilden, während analoge Ausbildungen in den Plagioklasen eine um Grössenordnungen längere Zeit dafür benötigen würden. Dies mag einer der Gründe dafür sein, dass « Plagioklas-Perthite » unbekannt sind, obwohl es ausser Zweifel steht, dass chemisch intermediäre Plagioklase bei tiefen Temperaturen nicht stabil existenzfähig sind.

Um einen Ueberblick über die Plagioklasreihe als Ganzes gewinnen zu können, ist es zweckmässig, wie bei den Alkalifeldspäten derart vorzugehen, dass zunächst die Polymorphie-Erscheinungen der reinen Endglieder  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  und  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  besprochen werden.

#### A. Na-Feldspat.

Das  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  wurde bereits oben ausführlich besprochen. Wir beschränken uns hier auf eine Aufzählung der dort gefundenen Phasen:

*Monalbit*. Stabil möglich über etwa  $980^\circ\text{C}$  (unstabil möglich unter  $980^\circ\text{C}$  bis herab zu  $T_{\text{displ.}}$  - siehe Analbit).

*Albit*. Stabil möglich unter etwa  $980^\circ\text{C}$ . Mit sinkender Temperatur stellt sich ein kontinuierlich steigender Al,Si-Ordnungsgrad ein.

*Analbit.* Nur instabil möglich unterhalb der Temperaturen  $T_{\text{displ.}}$ . Diese  $T_{\text{displ.}}$  sind eine Funktion der Al/Si-Verteilung, müssen aber niedriger als etwa 980°C sein.

*Bei allen Temperaturen instabile Phasen*, intermediär zwischen Monalbit und Albit, sowie zwischen Analbit und Albit befindlich.

### B. Ca-Feldspat.

Das Verhältnis  $\text{Al/Si} = 1/1$  in  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  begünstigt die Ausbildung von Al/Si-Ordnung im  $\text{GO}_2$ -Gerüst, und zwar ist die Ordnungstendenz derart stark, dass sie bis zum Schmelzpunkt  $\sim 1540^\circ\text{C}$  vorliegt, wie es von Laves und Goldsmith (1951, 1954, 1955) bzw. G. und L. (1951, 1955) auf verschiedenen Wegen als sehr wahrscheinlich gezeigt werden konnte. Die gleichen Schlussfolgerungen wurden auch von Gay und Taylor (1953) publiziert. Es ist bemerkenswert, dass sich die bzgl. der Al/Si-Verteilung geordnete Struktur des Anorthites von derjenigen des Albites wesentlich unterscheidet, und zwar darin, dass die c-Achse verdoppelt ist und statt der C-Zentrierung der Albit-Zelle eine Raumzentrierung der Anorthit-Zelle beobachtet wird. Es ist leicht, hierfür gute Gründe anzugeben. Macht man nämlich die an sich plausible Annahme, dass sich die Al und Si im  $\text{GO}_2$ -Gerüst (s. Abb. 1) derart anordnen, dass jedes  $\text{Al}^{3+}$  von vier  $\text{Si}^{4+}$  umgeben ist und umgekehrt jedes  $\text{Si}^{4+}$  von vier  $\text{Al}^{3+}$  (zwecks Schaffung einer möglichst gleichmäßigen elektrostatischen Ladungsverteilung), dann ergibt sich ganz von selbst die bereits von Taylor, Darbyshire und Strunz (1934) gefundene (aber damals noch als Einfluss der Ca-Ionen gedeutete) Tatsache der Verdoppelung der c-Achse. Weiterhin ergibt sich, dass diese neue Zelle nicht mehr C-zentriert sein darf, sondern raumzentriert sein muss. Als eine wesentliche experimentelle Stütze für diese Ueberlegungen können die von Goldsmith und Laves (1951, 1955) durchgeführten Untersuchungen angesehen werden, in welchen die Intensitätsveränderungen der Röntgenreflexe von Anorthiten diskutiert wurden, in welchen das Si durch Ge, das Al durch Ga und das Si, Al durch Ge, Ga weitgehend ersetzt worden war.

Während diese Untersuchungen ergaben, dass sich die Al/Si-Verteilung im Anorthit nicht (oder praktisch kaum) mit der Temperatur verändert (bis zum Schmelzpunkt), konnte eine andere, sehr merkwürdige und temperaturabhängige Umwandlung oberhalb etwa  $1000^\circ\text{C}$

beobachtet werden. Sie wurde als eine « long range/short range — order/disorder » — Veränderung der Ca-Ionen gedeutet. Sie sei hier kurz « districtive Transformation » genannt. Sie kann folgendermassen charakterisiert werden (Goldsmith u. Laves, 1955): Bekanntlich befinden sich die grossen Kationen K, Na und Ca in Hohlräumen des  $\text{GO}_2$ -Gerüsts. Diese Hohlräume haben fast centrosymmetrische Symmetrie. Wenn die Kationen zu klein sind, den Hohlraum ganz auszufüllen (und das ist offenbar für die Ca-Ionen der Fall), werden sie sich auf der « einen » (+) oder « anderen » (—) Seite des « Symmetriezentrums » befinden können.

Ein auf der (+)- Seite befindliches Ca wird auf die Nachbarzellen derart einwirken, dass die Ca der Nachbarzellen sich auch auf der (+)- Seite befinden sollten. Diesem Bestreben wirkt die Wärmebewegung entgegen. Die « Distrikte » der (+)- Art oder (—)- Art haben vom Symmetriestandpunkt aus fast gleiche Berechtigung. Ihre « Grösse » hängt von der Temperatur ab. Bei niedriger Temperatur (unter  $\sim 1100^\circ\text{C}$ ) besteht der ganze Kristall aus *einem* (+)- oder aus *einem* (—)- Distrikt. Bei höherer Temperatur wird man sowohl (+)- wie (—)- Distrikte haben, und zwar in fast gleicher Anzahl. Der durchschnittliche Durchmesser der Distrikte wird mit steigender Temperatur abnehmen (bzw. die Oberfläche zwischen den Distrikten wird mit steigender Temperatur zunehmen). Röntgenographisch äussert sich dieses in zunehmender Diffusität gewisser Reflexe, die von Laves u. Goldsmith (1951, 1954) « c-Reflexe » (unterteilt in  $c_1$  und  $c_2$ ), von Gay und Taylor (1953) « c- und d-Reflexe » genannt wurden. Unterhalb  $1100^\circ\text{C}$ , wo der Kristall entweder *ein* (+)- oder *ein* (—)- Distrikt ist, sind diese Reflexe scharf. Nahe dem Schmelzpunkt werden sie derart diffus, dass man sie kaum mehr erkennen kann. Die Diffusität vorerwähnter Reflexe, demnach also auch die Distrikt-Grösse, ist eine kontinuierliche und reversible Funktion der Temperatur. Bei  $1100^\circ\text{C}$  wird das Gleichgewicht etwa in Stunden, bei höherer Temperatur in Minuten erreicht.

Für die Beschreibung der Zustands-Beziehungen im gesamten Plagioklassystem (siehe C.) ist es zweckmässig, für diesen  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ -Zustand einen charakteristischen Namen zu haben. Es wird vorgeschlagen, diesen « Hochtemperatur-Zustand des Anorthites » mit *Disanor-*

thit (1) zu bezeichnen. Hierdurch soll angedeutet werden, dass sich innerhalb eines perfekt-geordneten  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ -Gitters (die *c*-Achse ist verdoppelt gegenüber der Albit-Struktur, und diese doppelte Zelle ist raumzentriert) gegeneinander verschobene *Distrikte* einer (+) - (-) - Ca-Anordnung befinden, welche die Diffusität der « *c* »-Reflexe bedingen. Es wurde von Laves u. Goldsmith (1951, 1954) gezeigt, dass mit steigender Temperatur und steigendem Na-Gehalt die Diffusität dieser *c*-Reflexe zunimmt derart, dass Zustände erreicht werden, welche bei normalen Aufnahmebedingungen überhaupt keine *c*-Reflexe mehr erkennen lassen. Immerhin beobachteten Laves u. Goldsmith, dass natürliche « Tieftemperatur »-Plagioklase der Zusammensetzung von etwa  $\text{Ab}_{30}\text{An}_{70}$  bei *sehr* langen (etwa 50 Stunden) Belichtungszeiten die *c*-Reflexe noch sehr schwach und diffus zeigen können. Ob überhaupt eine *scharfe* Grenze einerseits nach hohen Temperaturen und andererseits gegen die Albit-Seite hin feststellbar ist, von welcher ab man sagen könnte, dass *c*-Reflexe nicht mehr auftreten (auch bei beliebig langen Belichtungszeiten), erscheint zweifelhaft. Vergleiche hierzu die Arbeit von Bown und Gay (1958), in welcher mitgeteilt wurde, dass bei Plagioklasen  $\text{Ab}_{50}\text{An}_{50}$  noch diffuse *c*-Reflexe bei extrem langer Belichtung gefunden wurden.

### C. Das stabile Zustandsdiagramm der Plagioklasreihe.

Leider ist es z. Zt. noch nicht möglich, ein stabiles Zustandsdiagramm der Plagioklasreihe mit ähnlichem Anspruch auf «topologische» Realität zu entwerfen, wie das bei den Alkalifeldspäten möglich war. Immerhin soll ein Versuch in dieser Richtung gemacht werden. In Abb. 6 sind einzelne Gebiete (ohne Abgrenzungen) dadurch gekennzeichnet, dass Namen hineingezeichnet wurden, die einem der bereits oben definierten Strukturzustände der reinen Endglieder ( $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  und  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ ) entsprechen. Zusätzlich befinden sich darin noch die Bezeichnungen « Perist. » und « Labr. », welche als Entmischungszus-

(1) Von Bown und Gay (1958) wurde vorgeschlagen, diesen Zustand «transitional anorthite» zu nennen. Im Hinblick auf eine Darstellung der Phasenbeziehungen im Plagioklas-Diagramm (siehe Abschnitt C.) wird sich aber die Einführung eines kurzen Namens für einen Zustand des chemischen Endgliedes  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  als zweckmässig erweisen, zumal sich in dem von Gay und Bown enworfenen Diagramm ausser dem «transitional anorthite» auch noch «intermediate structures» befinden, was leicht zu einer Konfusion führen kann.



tände gedeutet und im nächsten Abschnitt D.) besprochen werden. Die Darstellung der Abb. 6 benutzt weitgehend Resultate, die von Bown und Gay (1958) publiziert wurden, insbesondere im Bereich der intermediären Plagioklasse.

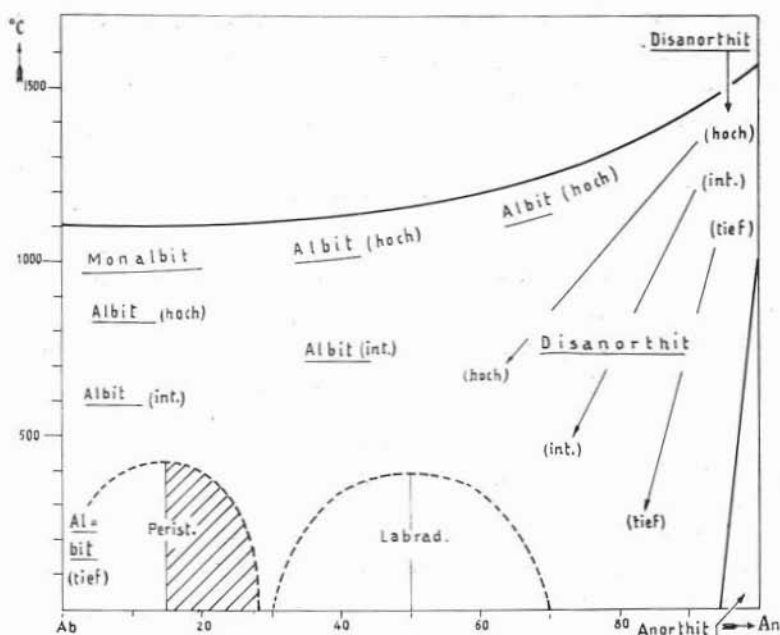


Fig. 6. — Aufteilung des Plagioklas-Feldes in Gebiete mit Zuständen, die als stabil möglich angesehen werden (unterstrichen), und in solche, in denen die Ausbildung der Peristerit-Entmischung und des « Labrador »-Zustandes angenommen wird.

Ein qualitativ wesentlicher Unterschied gegenüber dem Diagramm von Bown und Gay (1958, Fig. 4) liegt in der Berücksichtigung der Phase des Monalbites. Da Monalbit beim reinen  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  ein etwa  $100^\circ$  umfassendes Stabilitätsfeld besitzt, muss der Monalbit sich als Ca-Monalbit in das Plagioklas-Diagramm fortsetzen. Bis zu welchen An-Gehalten er stabil möglich ist, ist nicht bekannt. Nach Schneider (1957) reicht er mindestens bis  $\text{Ab}_{87}\text{An}_{13}$ ; Brown (1959) findet Anzeichen dafür, dass er mindestens bis  $\text{Ab}_{80}\text{An}_{20}$  reicht. Bezüglich der auf der Na-Seite möglichen instabilen Zustände, im wesentlichen bedingt durch die Monalbit-Analbit-Transformation, siehe oben.

Um den kontinuierlichen Uebergang der primitiven Anorthit-Struktur mit scharfen c-Reflexen zu einer Struktur, die infolge Verschwindens der c-Reflexe raumzentriert erscheint, zum Ausdruck zu bringen, wird zwischen « Anorthit », « Disanorthit (tief) », « Disanorthit(int.) » und « Disanorthit (hoch) » unterschieden. Bei Disanorthit (tief) beginnen die c-Reflexe gegenüber den a- und b-Reflexen merklich diffus zu werden, beim Disanorthit (hoch) sind sie bereits derart diffus, dass sie bei normaler Belichtung nicht mehr in Erscheinung treten. Der Uebergang Anorthit-Disanorthit wurde oben « *distriktive Transformation* » genannt. Sie dürfte eine Umwandlung höherer Ordnung sein.

#### D. « Entmischungs » - Erscheinungen bei den Plagioklasen.

Es ist seit langem bekannt, dass nicht nur die Alkalifeldspäte (Mondstein), sondern auch die Plagioklase (Peristerit und « Labradorit ») Schiller-Erscheinungen zeigen, mit denen sich insbesondere Böggild (1924) beschäftigt hat. Bezüglich der Zusammensetzung kennt man zwei Haupt-Bereiche, bei welchen Schiller auftritt:

1. Peristerit, bei etwa  $Ab_{90} An_{10}$ ;
2. Labradorit, bei etwa  $Ab_{50} An_{50}$ .

Der Peristerit-Schiller ist nur als blauer Schiller bekannt, während man beim Labradorit-Schiller alle Farben kennt.

Wenn auch bislang noch keine befriedigende physikalische Erklärung für diese Schillererscheinungen gegeben werden konnte, so ist andererseits wohl nicht zu bezweifeln, dass der Schiller irgendwie mit den strukturellen Eigentümlichkeiten zusammenhängt, welche Feldspäte dieser Zusammensetzung zeigen, falls sie nicht in der Hochtemperaturform vorliegen. Diese strukturellen Eigentümlichkeiten seien

- a. Peristerit-Entmischung
- b. Labrador-Zustand

genannt. Bezüglich der Beobachtung des Schillers sei aber als allgemein für beide Zustände geltend vermerkt: Immer dann, wenn Schiller beobachtet wird, liegt Peristerit-Entmischung oder « Labrador-Zustand » vor. Das Umgekehrte gilt aber nicht. Es gibt viele Plagioklase mit Peristerit-Entmischung oder im « Labrador-Zustand », welche keinen Schiller zeigen.

*a. Zur Peristerit-Entmischung.*

Bei der Untersuchung saurer Plagioklase wurde gefunden (Laves, 1954; Gay und Smith, 1955), dass diese meistens in submikroskopischer und kristallographisch gesetzmässiger Weise entmischt sind. Sichtbare Entmischung wurde niemals beobachtet. Aus den Gitterkonstanten der entmischten Phasen und aus deren relativen Intensitäten kann man durch Extrapolation schliessen, dass die Ab-reiche Phase einem recht reinen Albit entspricht (mit etwa 2 Mol% An), während die An-reiche Phase auf etwa  $Ab_{70}An_{30}$  abgeschätzt wurde (Laves, 1954). Gay und Smith (1955) fanden für die Grenze etwa 20-25% An. Nach neueren sehr ausführlichen Untersuchungen von Brown (1960) liegt sie bei etwa 25-28% An.

Besonders bemerkenswert bei dieser Entmischung ist, dass sie nur bei Gliedern bis etwa  $Ab_{83}An_{17}$  beobachtet wird. Sie scheint sich immer nur dann auszubilden (bzw. in der Natur erhalten zu sein, vgl. Brown, 1960), wenn in der Entmischung das Verhältnis: Ab-reicher Anteil/An-reicher Anteil  $\geq 1$ . Eine sehr plausible Erklärung hierfür schlug Brown (1960) vor. Er nimmt an, dass bei den Temperaturen (bzw. darunter), bei welchen die Entmischung stattfindet, der An-reiche Anteil unter den in der Natur herrschenden Verhältnissen (Gegenwart von Wasser und anderen Ionen wie z. B. Fe) nicht stabil ist, sondern die Bildung anderer Mineralien wie Epidot etc. anstrebt. Solange der An-reiche Teil an Menge geringer ist als der Ab-reiche Teil, wird er in letzterem «inselartig» eingeschlossen sein können und damit durch den Ab-reichen Teil vor der Einwirkung der  $H_2O$ -haltigen Umgebung geschützt sein. Ueberwiegt hingegen der An-reiche Anteil an Menge, so hat er eine direkte Verbindung mit der Aussenwelt und wird zur Neubildung anderer stabiler Mineralkombinationen verbraucht.

Aus dieser Hypothese würde folgen, dass unter den Vielstoff-Bedingungen der Natur ein Oligoklas-Andesin der ungefähren Zusammensetzung  $Ab_{70}An_{30}$  bei tiefer Temperatur nicht stabil wäre. Wie weit sich diese Schlussfolgerung auch auf das einfache und reine (trockene) Plagioklassystem ausdehnen lässt, ist fraglich. Experimentell wird sich zur Beantwortung dieser Frage wenig beitragen lassen, denn unter «trockenen» Bedingungen wird es zu lange dauern, um im Laboratorium zu prüfen, ob ein bei hoher Temperatur homogener  $Ab_{70}An_{30}$  bei tieferer Temperatur «zerfällt» oder nicht. In dem Zustandsdiagramm

der Abb. 6 ist daher das homogene Albit-Gebiet bis auf Raumtemperatur herunter belassen worden, allerdings ohne dort eine Bezeichnung hineinzuschreiben. Es wäre dort ein relativ ungeordneter Albit (tief) zu erwarten, weil ja das Al/Si-Verhältnis erheblich von  $1/3$  abweicht. Für  $\text{Ab}_{70}\text{An}_{30}$  ist  $\text{Al/Si} = 13/37 \approx 1/2$ .

b. Zum « Labrador »-Zustand.

Dass der (bei der Peristerit-Entmischung gefundenen), An-reichen Zusammensetzung von etwa  $\text{Ab}_{70}\text{An}_{30}$  in der Tat eine tiefere Bedeutung zuzukommen scheint (man vergleiche hierzu auch Ueberlegungen von DeVore, 1956), zeigen die « Entmischungs »-Erscheinungen des Labrador-Zustandes. Es wurde zuerst von Chao und Taylor (1940) beobachtet, dass bei Plagioklasen mittlerer Zusammensetzung an Stelle der Reflexe, die später von Goldsmith u. Laves (1951) sowie von Gay und Taylor (1953) « b »-Reflexe genannt wurden, Reflex-Paare erscheinen, welche der Lage (nicht aber der Intensität) nach symmetrisch zu solchen Richtungen auftreten, in welchen beim reinen Anorthit die scharfen « b »-Reflexe erscheinen. Ueber interessante röntgenographische Einzelheiten dieses Zustandes und weitere Literatur siehe die Arbeit von Bown und Gay (1958). Wenn auch eine befriedigende Erklärung der experimentellen Beobachtungen noch nicht gegeben werden konnte, so stimmen doch die Autoren (Bown, Chao, Chayes, Cole, Gay, Megaw, Smith, Sörum, Taylor), welche sich mit diesem Zustand beschäftigt haben, in folgenden Punkten überein:

1. Der Zustand wird nur bei Plagioklasen beobachtet, welche die « Tieftemperatur-Optik » zeigen;
2. Der Zustand erstreckt sich von etwa  $\text{Ab}_{75}\text{An}_{25}$  bis  $\text{Ab}_{25}\text{An}_{75}$  (bzw.  $\text{Ab}_{70}\text{An}_{30}$  bis  $\text{Ab}_{30}\text{An}_{70}$ );
3. Innerhalb dieser chemischen Variation ändern sich die Röntgeneffekte (Qualität der Reflexe und Quantität der Aufspaltung) kontinuierlich;
4. Der Zustand wird als Vorstufe einer Entmischung mit den Endgliedern etwa  $\text{Ab}_{75}\text{An}_{25}$  und  $\text{Ab}_{25}\text{An}_{75}$  aufgefasst (bzw.  $\text{Ab}_{70}\text{An}_{30}$ ,  $\text{Ab}_{30}\text{An}_{70}$ ).

Bown und Gay (1958) fassen den Zustand als die bei tiefer Temperatur stabile Gleichgewichtsform auf (« The intermediate structure is the equilibrium form at low temperature in the range 20-25% An to

70-75% An »). Für diese Auffassung spricht, dass die Hauptreflexe (« a »), welche für die Albitstruktur charakteristisch sind (sich also ohne Verdoppelung der c-Achse indizieren lassen), immer scharf sind. (Das ist bei der Peristerit-Entmischung anders. Dort beobachtet man zwei Systeme von Reflexen, das eine dem Ab-reichen Anteil und das andere dem An-reichen Anteil entsprechend). Gegen die Auffassung von Bown und Gay spricht — wenn auch nicht beweisend —, dass die Reflexe der « b »-Paare sich nicht rational indizieren lassen.

Der Verfasser neigt der Ansicht zu, dass dieser Zustand *unstabil* ist, und dass unter Gleichgewichtsbedingungen eine Entmischung in Ab- und An-reiche Plagioklase makroskopischer Dimension stattfinden müsste. Dafür, dass diese Entmischung nicht beobachtet wird, können mehrere Gründe angeführt werden: 1.) Die Geschwindigkeit der Entmischung in Partikelgrößen « sichtbarer » Dimensionen, oder auch nur von Dimensionen, welche gross genug wären, sich von der Kohärenz ihrer Umgebung derart zu befreien, dass röntgenographisch zwei Reflexsysteme (wie bei den Peristeriten) beobachtbar wären, ist bei der tiefen Temperatur der Entmischung in « trockener » Umgebung sehr klein. Es wäre hierfür ja eine sehr erhebliche Veränderung des Al/Si-Verhältnisses, d.h. weitreichende Wanderung des Al und Si, erforderlich. 2.) In « feuchter » Umgebung werden analoge Gründe, wie sie beim Peristerit besprochen wurden, dafür sorgen, dass die entmischten Ab- und An-reichen Bereiche zur Bildung anderer Mineralien aufgebraucht werden.

## V. - Zur polysynthetischen Verzwilligung der Plagioklase.

Eine Verzwilligung wird dann polysynthetisch genannt, wenn es zu jedem Zwillinggesetz viele Lamellen bzw. Domänen gibt, die aber nur zwei verschiedene Orientierungen haben.

Bei den Feldspäten sind hauptsächlich polysynthetische Verzwilligungen nach dem *Albit-Gesetz* (010) und nach dem *Periklin-Gesetz* [010] bekannt. Treten beide Gesetze im gleichen « Kristall » auf derart, dass [010] des Periklin-Gesetzes senkrecht auf (010) des Albit-Gesetzes steht, so sei vom *Mikroclin-Gesetz* gesprochen.

Wird *nur* das Albit-Gesetz, oder *nur* das Periklin-Gesetz beobachtet, so ist es *möglich*, die Verzwilligung als Wachstums-Verzwilligung zu deuten. Wird das Mikroclin-Gesetz beobachtet, so kann daraus *ge-*

*geschlossen* werden, dass der Kristall vor der Verzwilligung monoklin gewesen ist (Laves, 1950).

Es seien einige Mechanismen besprochen, die bei den Feldspäten zu polysynthetischer Verzwilligung führen können.

### 1. Die diffusiven Transformation

Sie ist schon des öfteren erwähnt worden, und sei hier nur der Systematik wegen nochmals erwähnt. Sie kann beim Uebergang von Sanidin in Mikroklin und von Monalbit (sei es K- oder Ca-Monalbit) in Albit zu polysynthetischer Verzwilligung führen.

### 2. Die displacive Transformation

Auch diese ist bereits des öfteren erwähnt worden. - Sie kann beim Uebergang von Monalbit (sei es K- oder Ca-Monalbit) in Analbit zu polysynthetischer Verzwilligung führen.

### 3. Die mechanische Deformation.

Sobald das  $\text{GO}_2$ -Gerüst eine Al/Si-Verteilung besitzt, welche monokline Symmetrie zulässt, ist es theoretisch möglich, ohne Aufbrechen der starken G-O-Bindungen einen leicht nach « rechts » geneigten Kristall in einen nach « links » geneigten umzuklappen.

#### A. Mechanische Zwillingbildung in sauren Plagioklasen.

Dass mechanische Zwillingbildung bei ungeordnetem  $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$  praktisch leicht durchführbar ist, wurde vom Verfasser (1952 b) gezeigt. Diese Experimente wurden als weiterer Beweis dafür gedeutet, dass der Analbit ungeordnet ist: Wenn man einen K-Analbit-Einkristall unter dem Mikroskop mit einer Nadel drückte, so wurden Zwillinglamellen erzeugt. Beim Nachlassen des Druckes verschwanden die Lamellen wieder. Dieser Vorgang konnte mehrmals am gleichen Stück wiederholt werden. Diesen Vorgang an reinem Analbit durchzuführen, scheiterte bislang daran, dass es nicht gelang, einen Analbit-Einkristall (1) herzustellen.

(1) Versucht man nämlich, aus einem Albit bei hoher Temperatur durch langes Erhitzen einen Analbit zu machen, so wird das Material zunächst beim Erreichen der Unordnung monokliner Monalbit. Dieser wandelt sich dann normalerweise beim Abkühlen nicht in einen Analbit-Einkristall um, sondern in ein submikroskopisch nach Mikroklin-Gesetz verzwilligtes Analbit-Aggregat. Vielleicht würde es gelingen, durch Abkühlen unter inhomogener Spannung Einkristalle zu erhalten.

Die Leichtigkeit, mit welcher man bei dem *Analbit* Druckzwillinge erzeugen kann, steht in interessantem Gegensatz zu den vergeblichen Bemühungen Mügge's (1931), am *Albit* Druckzwillinge zu erzeugen. Es ist einfach, die Misserfolge Mügge's zu deuten: *Albit* hat eine geordnete Al/Si-Verteilung, welche durch eine Druckzwillingsbildung in eine Struktur überführt werden würde, die nicht mehr *Albit* wäre (Laves, 1952 b).

Jedem Petrographen ist bekannt, wie häufig man in den Dünnschliffen von Gesteinen die sauren Plagioklase polysynthetisch verzwillingt antrifft. Es ist daher oft die Vermutung geäußert worden, dass diese Verzwilligung keine Wachstums-, sondern eine mechanische Verzwilligung sei. Dieser Hypothese stand bislang die Tatsache entgegen, dass es nicht gelang, im Laboratorium mechanische Verzwilligung an sauren Plagioklasen zu produzieren.

Der Grund dafür ist einfach. Bei der Diskussion der K-Feldspäte wurde bereits diskutiert, dass sie meistens ungeordneter wachsen als dem Gleichgewichtszustand entspricht. Diese Erkenntnis lässt sich vielleicht auch auf die sauren Plagioklase übertragen: kurz nach ihrer Bildung sind sie noch « *derart ungeordnet* », dass mechanische Zwillingbildung möglich ist. Im Laufe der geologischen Zeiten tritt Ordnung ein, und wir finden dann in der Natur den *Albit*(tief)-Zustand der infolge seiner Ordnung nicht mehr mechanische Verzwilligung im Laboratorium zulässt.

Im vorigen Absatz wurde der Ausdruck: « *derart ungeordnet* » verwandt. Dazu seien noch einige Bemerkungen gemacht. Wie vorstehend erwähnt, ist es leicht einzusehen, dass *Analbit* mechanisch verzwilligt werden kann, *Albit*(tief) aber nicht. Wie ist aber die Situation bei einem Material, welches « *fast* » *derart ungeordnet* ist, dass sein  $\text{GO}_2$ -Gerüst « *fast* » monokline Symmetrie zulassen würde? Man wird in solchen Fällen sicherlich erwarten dürfen, dass auch dann unter geeigneten Druck- und Stress-Bedingungen « eine Art Druckzwillingsbildung » eintreten kann. Man muss sich dann allerdings darüber klar sein, dass die erzeugten Druckzwillingslamellen umso mehr von einer « *möglichen* » Feldspat-Struktur abweichen und umso weniger gern sich erzeugen lassen, je grösser der Ordnungsgrad ist, und je weniger man berechtigt ist, solches Material als « *fast monoklin ungeordnet* » zu



bezeichnen (Laves, 1952 b). Es scheint nicht ausgeschlossen, mit Erwägungen dieser Art folgende oft beobachtbare Tatsachen zu erklären: Häufig sind die Plagioklase (insbesondere die Oligoklase) in der Weise ungleichmässig verzwilligt, dass das eine System um Grössenordnungen mehr Masse ausmacht als das andere System. In solchen Fällen mag es eine Rolle spielen, dass das Material bereits so stark von « monokliner Unordnung » abwich, dass es nur an relativ wenigen Stellen dem Druck durch eine « zwillingsartige » Deformation nachzugeben gewillt war. Im Laufe der geologischen Zeiten werden dann natürlich auch diese durch Deformation erzeugten Lamellen dem Albit(tief)-Zustand zustreben. Weiterhin ist mit Erwägungen dieser Art vielleicht auch eine andere gelegentlich in der Literatur zu findende Beobachtung zu deuten, das nämlich manchmal die beiden Systeme einer polysynthetischen Verzwilligung unterschiedliche Optik besitzen.

#### *B. Mechanische Zwillingsbildung in basischen Plagioklasen.*

Auf der Ca-Seite sollte, solange der basische Plagioklas die Anorthit- oder Disanorthit-Struktur hat, mechanische Druckzwillingsbildung möglich sein. Denn für beide Fälle wird auf Grund obiger Ueberlegungen (IV, B) angenommen, dass die Al/Si-Verteilung des  $\text{GO}_2$ -Gerüsts monokline Symmetrie, also auch Druckzwillingsbildung, zulassen würde.

In der Tat gelang es auch bereits Mügge und Heide (1931), beim Anorthit mechanische Zwillingsbildung experimentell zu erzeugen.

Dass für derartige Zwillingsbildung anscheinend bei Temperaturen nahe dem Schmelzpunkt des Anorthites nur sehr geringe Drucke notwendig sind, zeigen Beobachtungen von Laves und Goldsmith (1954), welche seinerzeit noch nicht mitgeteilt wurden (1). Bei Erhitzungen nahe dem Schmelzpunkt zeigte sich des öfteren — und zwar umso deutlicher, je länger die Erhitzung dauerte — dass ein ursprünglicher Einkristall submikroskopisch teilweise (bis etwa 10% wurde beobachtet) in Albit-Zwillingsstellung übergang.

---

(1) Es bestand eigentlich die Absicht, diesen Effekt noch näher zu untersuchen, infolge Zeitmangels wurde diese Absicht aber nicht ausgeführt.

Anders ist die Situation für den (nach Gay) bei höheren Temperaturen stabilen Albit (hoch)-Zustand Ab-haltiger Plagioklase. Hier gelten die vorstehend (unter A) bei den sauren Plagioklasen diskutierten Ueberlegungen. Je ähnlicher die Al/Si-Verteilung derjenigen eines Monalbites bzw. Analbites ist (unter geeigneter Berücksichtigung der chemischen Tatsache, dass das Al/Si-Verhältnis hier erheblich höher ist als  $1/3$ , dem Verhältnis des reinen Monalbites bzw. Analbites), desto leichter werden in solchem Material « zwillingsartige » Druck-Lamellen erzeugt werden können.

Zusammenfassend lässt sich für das « Mechanische Zwillings-Verhalten » der basischen Plagioklase Folgendes erwarten:

1.) Je schneller das Wachstum und je höher die Temperatur des Wachstums war, umso leichter wird mechanische Verzwilligung eintreten, denn umso « Analbit »-ähnlicher ist die Al/Si-Verteilung der sich im « Albit(hoch) »-Zustand befindlichen Kristalle. Mit sinkender Temperatur, und unter gleichzeitiger Annäherung an die bei der betreffenden Temperatur stabile Al/Si-Verteilung, sollte die Verzwilligungsfähigkeit abnehmen, solange sich das Material im Albit-Zustand befindet.

2.) Wird trotzdem durch entsprechenden Druck eine « Verzwilligung » erzwungen, so ist für die erzeugten « Zwillingslamellen » ein Zustand (1) zu erwarten, der von dem Originalteil abweicht. (Das  $GO_2$ -Gerüst ist zwar symmetrisch zu dem Original, aber die Al/Si-Verteilung in dem Gerüst ist es nicht. Diese bei der Verzwilligung in Erscheinung tretenden Unterschiede werden sich natürlich im Laufe der Zeit verwischen, da ja auch die verzwilligten Teile immer dem stabilen Zustand zustreben sollten, falls sich nicht Vorgänge anderer Art dazwischen schalten).

3.) Wenn durch weitere Abkühlung der Kristall in das Zustandsfeld der Disanorthit-Struktur gerät, wird nach Erreichen des Gleichgewichtszustandes die Al/Si-Verteilung des  $GO_2$ -Gerüsts wieder eine solche, dass monokline Symmetrie möglich wäre. Daher wird dann eine *exakte* mechanische Zwillingsbildung strukturtheoretisch möglich sein.

---

(1) Für einen solchen Zustand ist z.B. zu erwarten, dass er « reaktionsfähiger » ist, d.h. leichter von Lösungen der Umgebung bei metasomatischen Vorgängen angegriffen wird. Ein Beispiel hierfür wird in Kürze (1960) beschrieben werden.

4.) Bei noch weiterer Abkühlung (und der damit verbundenen Entmischungstendenz in den « Labradorzustand ») werden solche Plagioklase, deren Ab-Gehalt grösser als etwa  $Ab_{25}$  ist, ihre Fähigkeit zu mechanischer Verzwillingung wieder verlieren.

Es wird gehofft, dass diese Erkenntnisse dazu beitragen, petrologisch und genetisch wichtige Deutungen der natürlichen Feldspatverzwillingungen zu ermöglichen. Auch scheinen sie geeignet zu sein, eine plausible Erklärung zu liefern für die interessanten von Muir (1955) mitgeteilten Verzwillingungen, welche sich während der Erhitzung von ihm untersuchter basischer Feldspäte einstellen.