

## IV. Der Gefügebau der Metalle und Legierungen und die Gefügebeobachtung.

### 1. Allgemeines.

226. Die ältesten Versuche, sich über den Gefügebau von Metallen und Legierungen Aufklärung zu verschaffen, beruhten auf der Beobachtung des Aussehens der Bruchflächen mit oder ohne Zuhilfenahme des Mikroskops. Man faßte die Gesamtheit der im Bruch beobachtbaren Erscheinungen mit dem Namen Bruchgefüge zusammen. Es stellte sich mit der Zeit heraus, daß das Bruchgefüge nicht ausschließlich abhängig ist von dem Gefügebau des Metalls oder der Legierung, sondern in erster Linie durch die Art bedingt wird, wie der Bruch zustande kommt. Unter Umständen kann das eigentliche Gefüge des Materials durch die Art der Herbeiführung des Bruches, z. B. öfteres Hin- und Herbiegen, völlig verändert werden, so daß ein Schluß aus dem Bruchgefüge auf das ursprünglich vorhandene Gefüge zu Irrtümern führen muß. Trotz gleichen Gefügebau kann das Bruchaussehen wesentliche Unterschiede zeigen, je nachdem ob der Bruch plötzlich herbeigeführt wird, oder ob er die Folge häufig wiederholter Beanspruchungen (Dauerbruch) ist. (I, 117—128; 210—211; 276; 333—340.) Der Ausdruck „Bruchgefüge“ ist aus allen diesen Gründen unglücklich gewählt und soll im folgenden durch die Bezeichnung „Bruchaussehen“ ersetzt werden. Man muß äußerst vorsichtig mit den Rückschlüssen sein, die man aus dem Bruchaussehen auf das Gefüge zieht, und es ist als ein wahres Glück zu betrachten, daß das große Fabelreich über den inneren Aufbau der Metalle und Legierungen, das auf Grund des Bruchaussehens entstanden war, durch die spätere Forschung, die das Gefüge unmittelbar zu beobachten lehrte, endgültig zerstört ist. Es haben sich aus dieser Zeit allerdings noch verschwommene Begriffe vereinzelt erhalten, wie es ja leider eine Tatsache ist, daß Ausdrücke um so schneller Verbreitung finden und um so schwieriger ausgerottet werden können, je verschwommener und nichtssagender sie sind.

Es soll natürlich nicht geleugnet werden, daß man auf Grund des Bruchaussehens wertvolle Aufschlüsse über die Eigenschaften eines Materials erlangen kann. Hierbei muß aber die Art der Herbeiführung des Bruchs volle Berücksichtigung finden. Die Abschätzung dieses Einflusses ist so schwierig und erheischt eine so weitgehende Erfahrung, daß sie nur wenigen Menschen und dazu nur auf einem recht engbegrenzten Gebiete gelingt. Die Beurteilung der Beschaffenheit und Zusammensetzung der Legierung auf Grund des Bruchaussehens spielt z. B. eine wichtige Rolle im Stahlwerksbetriebe. Man erleichtert sich hier aber die Beurteilung insofern, als man den Bruch stets unter gleichbleibenden Bedingungen erzeugt, so daß der Einfluß der verschiedenen Art der Brucherzeugung, der als Veränderliche die Beurteilung erschwert, ausgeschaltet wird. Man schmiedet die Eisenproben von einem Blöckchen mit unverändert gehaltenen

Abmessungen herunter auf einen Stab von stets gleichem Querschnitt, sucht das Schmieden innerhalb möglichst unveränderlicher Temperaturgrenzen durchzuführen und führt den Bruch meist nach dem Abschrecken des Materials von einer immer gleichbleibenden Temperatur in Wasser herbei. Hierbei wird die Sprödigkeit des Materials erhöht, so daß es möglichst mit einem Schlag plötzlich abbricht, und das Gefüge nicht erst durch Hin- und Herbiegen wesentlich verändert wird. Ein geübtes Auge kann nun aus dem Bruchaussehen ein gewisses Urteil über die Beschaffenheit des Materials erlangen. Die Zuverlässigkeit dieses Urteils hängt von der Gleichmäßigkeit ab, mit der die Vorbehandlung des Materials vor der Erzeugung des Bruchs durchgeführt wird. Die Beurteilung auf Grund des Bruchaussehens wird in der Regel noch unterstützt durch Beobachtung des Widerstandes gegenüber der Herbeiführung des Bruches. Das so gewonnene Urteil wird auch nur als vorläufige Unterlage benutzt und in jedem geordneten Betrieb durch nachträgliche chemische Analyse und durch Feststellung der mechanischen Eigenschaften überprüft und laufend kontrolliert.

Auf der anderen Seite ist es aber teilweise zu einer Art Sport geworden, aus Brucherscheinungen auf die Qualität des Materials zu schließen, ohne daß der Einfluß der Art der Brucherzeugung in Rücksicht gezogen wird. Meist bringen es in diesem Sport solche Leute sehr weit, die keiner Kontrolle bezüglich der Richtigkeit ihrer Schlußfolgerungen unterliegen. Bricht z. B. eine schwere Welle plötzlich entzwei und der Bruch erscheint grobkristallinisch, so pflegen solche „Kenner“ zu schließen, daß das Material spröde und untauglich sei. Bringt man dann die gebrochenen Zerreißstäbe herbei, die bei Gelegenheit der Abnahme der Welle zerrissen wurden, und die feinkörnigen Bruch zeigen, so ist der betreffende „Fachmann“ nicht in Verlegenheit zu bringen. Er behauptet, das Material wäre früher zur Zeit der Abnahme von der richtigen Beschaffenheit gewesen, habe sich aber im Betrieb verändert und sei grobkristallinisch geworden. Dies läßt sich dann in der Regel dadurch widerlegen, daß man Zerreißstäbe aus der gebrochenen Welle herstellt, die dann auf dem Bruch wieder das feinkörnige Aussehen aufweisen. Man hat eben nicht berücksichtigt, daß der Zerreißstab erst nach reichlicher Formänderung (Dehnung und Einschnürung) bricht und die den Zerreißversuch kennzeichnenden Merkmale aufweist, während der Bruch der Welle durch irgendeine Überanspruchung plötzlich, ohne wesentliche vorausgegangene bleibende Formänderung erfolgt sein kann. Die Brucherscheinungen müssen dann in beiden Fällen verschieden sein.

227. Welche Schlüsse aus dem Bruchaussehen gezogen werden dürfen, und in welcher Weise man hierbei verfahren muß, um zu richtiger Schlußfolgerung zu gelangen, läßt sich nicht in einfache Regeln zusammenfassen (Vgl. hierüber auch I, 117 bis 128, 210, 333 bis 340). Jedenfalls ist es unerlässlich, die aus dem Bruchaussehen gezogenen Schlüsse durch Beobachtung des wirklichen Gefüges, wie es nach den später zu beschreibenden Verfahren sichtbar gemacht werden kann, nachzuprüfen. Ich will nur einige Beispiele anführen, die erkennen lassen, zu welchen Trugschlüssen man bei der Beurteilung aus dem Bruchaussehen gelangen kann, wenn man diese Nachprüfung unterläßt.

Tafelabb. 9, Taf. II, zeigt in natürlicher Größe die Bruchfläche eines Zerreißstabes aus einem Flußeisenkesselblech. Die wesentlich verschiedene Färbung und Körnung in der Mitte und am Rande könnte die Vermutung aufkommen lassen, daß in der Bruchfläche eine große Fehlstelle zutage getreten sei. (E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 3.) Das eigentliche Gefüge ist aber, wie der Schliff senkrecht zur Bruchfläche in Tafelabb. 10, Taf. II, erkennen läßt, gleichartig. Die Verschiedenartigkeit im Bruchaussehen ist dadurch bedingt, daß der Bruch über *ab* zackig, auf den Streifen *ac* und *bd* verhältnismäßig glatt ist, wie es Abb. 162 schematisch andeutet.

In Tafelabb. 11, Taf. II, sind in natürlicher Größe Brüche von Zerreißstäben aus Stahl abgebildet. Sie zeigen dunkle Stellen, die auf Ungleichmäßigkeiten im Material hindeuten scheinen. Trotzdem ist das Gefüge gleichartig. Die Eigentümlichkeiten der Bruchflächen sind auf Trichterbildung beim Bruch zurückzuführen (I, 117 bis 128).

Tafelabb. 12, Taf. II, zeigt den Bruch eines Radreifens aus Nickelstahl. Die Streifung könnte wohl selbst einen erfahrenen Materialkenner zu dem Schluß ver-

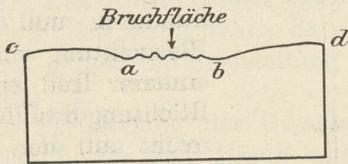


Abb. 162.

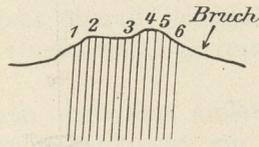


Abb. 163.

leiten, daß in den einzelnen Bändern Gefügeverschiedenheiten oder Verschiedenheiten in der chemischen Zusammensetzung bestehen. Beides ist aber nicht der Fall. Die Erscheinung beruht ausschließlich auf Eigentümlichkeiten des Bruchverlaufs. Das Material ist senkrecht zur Bruchfläche parallel der Richtung *aa* stenglig aufgebaut, wie es der geätzte Schliff in Tafelabb. 13, Taf. II, und die Handzeichnung Abb. 163 erkennen läßt. In letzterer ist die Richtung der Stengel durch Schraffur angedeutet. Je nachdem der Bruch die Stengel schräg durchsetzt (1—2, 3—4, 5—6 in Abb. 163), erscheint er von anderer Beschaffenheit, als wenn er sie senkrecht schneidet (2—3, 4—5 in Abb. 163).

228. In welcher Weise kann man nun das Gefüge der Metalle und Legierungen sichtbar machen? Der bei der Gesteinsuntersuchung gebräuchliche Weg, Dünnschliffe herzustellen und diese dann im durchfallenden Licht zu untersuchen, kann hier nicht begangen werden. Metallschliffe von der Dicke, wie sie bei Gesteinsdünnschliffen verwendet wird, sind wegen der geringen Lichtdurchlässigkeit der Metalle völlig undurchsichtig. Aber bereits die Herstellung solcher Dünnschliffe würde nur bei sehr wenigen Metallen durchführbar sein, und dann auch nicht, ohne daß das Material dabei solchen Beanspruchungen unterworfen wird, die eine Änderung des Gefüges zur Folge haben. Man war somit genötigt, vom durchfallenden Licht abzusehen und die metallischen Stoffe im auffallenden Licht zu beobachten. Zu diesem Zwecke versieht man die zu untersuchende Probe mit einer ebenen Fläche, schleift und poliert diese soweit, daß sie wie ein Spiegel die auf sie auftreffenden Lichtstrahlen zurückwerfen kann. Dieser Weg wurde zuerst beschritten von Sorby (*L<sub>3</sub> 1*) und unabhängig davon von A. Martens, dem Leiter des Kgl. Materialprüfungsamtes, Gr.-Lichterfelde (*L<sub>3</sub> 2*). Beide haben als Begründer der Gefügeuntersuchung der Metalle zu gelten. Die Arbeiten des Engländers Sorby blieben selbst in seinem eigenen Vaterlande zunächst gänzlich unbekannt, bis die Arbeiten von Martens erschienen, aus denen die technische Verwertbarkeit des Verfahrens ersichtlich war.

Die Gefügeuntersuchung an der Hand der Schliffe beginnt zunächst mit dem unbewaffneten Auge und wird alsdann bei allmählich wachsender Vergrößerung unter dem Mikroskop fortgesetzt. Um für die mikroskopische Beobachtung die nötige Beleuchtung zu erzielen, wird die geschliffene Fläche (der Schliff) selbst als Spiegel benutzt. Man kann im wesentlichen auf drei verschiedene Arten beleuchten, wie in den Abb. 164 A—C. Hierin ist *S* in jedem Falle die polierte Fläche der Metallprobe (Schlifffläche), *oo* ist die optische Achse, *ok* das Okular und *f* das Objektiv des Mikroskops. Bei der Anordnung *A* ist der Schliff schräg zur optischen

Achse gestellt. Das einfallende zerstreute Tageslicht  $e$  wird von der Schlieffläche zurückgeworfen und gelangt in der Richtung  $a$  in das Objektiv  $f$ . Bei der Anordnung  $B$  steht die Schlieffläche  $S$  senkrecht zur optischen Achse. Die von einer künstlichen Lichtquelle herkommenden Strahlen  $e$  treffen auf ein dünnes unter  $45^\circ$  zur optischen Achse geneigtes Planparallelglas  $pl$ . Ein Teil des Lichtes geht in der Richtung  $e'$  durch das Plättchen hindurch und ist für die Beleuchtung verloren. Ein anderer Teil wird in der Richtung des Pfeiles 1 senkrecht auf den Schliff geworfen. Von diesem wird das Licht in der Richtung des Pfeiles 2 zurückgeworfen und gelangt nochmals auf das Planparallelglas  $pl$ . Hierbei geht ein Teil des

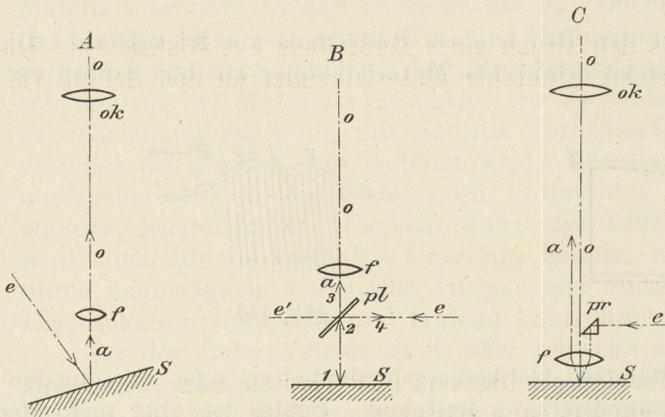


Abb. 164.

Lichts in der Richtung 3 durch das Glas  $pl$  hindurch in das Objektiv  $f$ . Ein anderer Teil wird von  $pl$  in der Richtung des Pfeiles 4 von  $pl$  zurückgeworfen und geht für die Beleuchtung verloren. Die Beleuchtungsverluste bei der Anordnung  $B$  sind somit beträchtlich. Das Plättchen  $pl$  kann auch hinter der Linse  $f$ , zwischen Okular  $ok$  und Objektiv  $f$ , angebracht werden.

Bei der Anordnung  $C$  steht die Schlieffläche  $S$  wiederum senkrecht zur optischen Achse. Der von einer künstlichen Lichtquelle einfallende Strahl  $e$  gelangt zunächst auf ein über dem Objektiv  $f$  befindliches totalreflektierendes Prisma  $pr$ , das das Objektiv zur Hälfte verdeckt. Von diesem Prisma gelangt der Strahl in der gezeichneten Weise auf das Objektiv und wird von diesem auf die Schlieffläche  $S$  gelenkt. Der Schliff wirft das Licht zurück, so daß es durch das Objektiv in der Richtung  $a$  in das Mikroskop eintritt. Das Objektiv hat hier also einen doppelten Zweck zu erfüllen: einmal dient es zur Konzentration des von der Lichtquelle kommenden Lichtbüschels und sodann zur Erzeugung des mikroskopischen Bildes. Hierbei entsteht nicht etwa nur eine Bildhälfte auf der Seite des Objektivs, die vom Prisma  $pr$  nicht überdeckt ist, sondern es entsteht ein voller Bildkreis.

## 2. Die Herstellung und Vorbereitung der Schriffe.

### a) Probeentnahme und -vorbereitung.

229. In den folgenden Abschnitten will ich nur die Verfahren beschreiben, wie sie im Kgl. Materialprüfungsamt Gr.-Lichterfelde entwickelt worden sind, und wie sie vom Amt aus durch Ausbildung von Personen für Hochschulen und für praktische Laboratorien nach außen übermittelt wurden. Man kann auch auf andere Weise zum Ziele kommen. Die Hauptsache ist der Erfolg, nicht der Weg, auf dem er erzielt wird.

Wie bei der chemischen Analyse ist es auch bei der Gefügeuntersuchung von besonderer Wichtigkeit, daß die Probeentnahme sachgemäß erfolgt. Sie muß sich nach der Art des zu untersuchenden Gegenstandes richten. Kleine Gußblöcke schneidet man längs durch und erhält so einen Schliff, der das Gefüge des oberen Teiles des Blockes (Kopf) und des unteren Teiles (Fuß) enthält. Bei sehr großen Blöcken macht man Querschnitte, und zwar einen am oberen Block-

teil und einen am Fußende. Sind die Querschnitte sehr groß, so benutzt man nur ein Viertel derselben zur Herstellung des Schliffes, wenn kein Grund zur Annahme besteht, daß der Block um seine Längsachse unsymmetrisch ausgebildet ist. Andernfalls muß man den ganzen Querschnitt schleifen und untersuchen. Bei der Prüfung von Stabmaterial (Schiene, Trägern, Stangen usw.) wird zweckmäßig eine etwa 10—15 mm dicke Scheibe quer zur Längsrichtung abgeschnitten. Das Ausschneiden eines kleinen Stücks aus dem Querschnitt hat in den meisten Fällen wenig Wert, da das Gefüge nicht überall gleichmäßig zu sein braucht, und gerade die Feststellung von solchen Ungleichmäßigkeiten Zweck der Untersuchung ist.

Bei der Feststellung der Ursache von Brüchen wird man außer dem Querschnitt dicht hinter dem Bruch noch einen Schnitt senkrecht zur Bruchfläche legen, um das in unmittelbarer Nähe des Bruchs auftretende Gefüge mit dem zu vergleichen, das in größerer Entfernung vom Bruch beobachtbar ist.

Sind die Profilquerschnitte sehr groß, so teilt man sie in mehrere Teile, z. B. wie in Abb. 165. Handelt es sich um Querschnitte sehr kleiner Profile (Drähte, Laubsägen usw.), so schmilzt man sie in eine leichtflüssige Legierung (Rose- oder Woodmetall) ein. Von der Schmelze können dann nach der Erstarrung an beliebigen Stellen Scheiben abgeschnitten werden, die zugleich den Querschnitt des Profils enthalten.

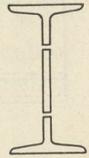


Abb. 165.

Läßt sich das zu untersuchende Metall nicht schneiden und hobeln (z. B. weißes Roheisen, gehärteter Stahl), so schlägt man mit dem Hammer ein Stück ab und schleift auf einer langsam drehenden Schmirgelscheibe eine ebene Fläche an. Erwärmung der Probe ist zu vermeiden, da sonst in bestimmten Fällen, z. B. bei gehärtetem Stahl, Gefügeänderung eintritt. In vielen Fällen kann man bei Stoffen, die sich nicht mehr sägen und hobeln lassen, ebene Schnittflächen in folgender Weise erzeugen: In eine mechanische Bogensäge wird ein altes abgenutztes Sägeblatt eingespannt. An die Berührungsstelle zwischen Sägeblatt und Werkstück wird beständig ein Brei von Wasser und Schmirgelpulver gebracht. Auf diese Weise gelingt es, selbst glasharten Stahl zu schneiden. Die Arbeit geht etwas schneller, wenn das zu schneidende Material gegen sich drehende Zinkscheiben, die am Umfang mit Diamantstaub bestreut und mit Wasser gekühlt werden, geführt wird. Die Scheiben wirken dann ähnlich wie Kreissägen.

Bei all den vorgenannten und auch bei den später zu erwähnenden Arbeiten ist streng darauf zu achten, daß bei weichen Materialien nicht etwa durch Druck oder Stoß bleibende Formveränderungen eintreten, weil dadurch Gefügeveränderungen hervorgerufen werden. Muß Einspannen im Schraubstock erfolgen, so sind zwischen Schraubstockbacken und Werkstück Zwischenlagen einzuschalten, die weicher sind als das einzuspannende Material (z. B. Blei, Kupfer, Holz, Gummi usw.).

Die abgeschnittenen Scheiben oder Streifen werden auf der Hobelmaschine mit leichtem Schlichtschnitt überhobelt, bei kleineren Stücken auch wohl mit der Schlichtfeile glatt gefeilt. Alsdann gelangen sie zum Schleifen und Polieren.

## b) Schleifen.

**230.** Das im Nachfolgenden zu beschreibende Verfahren hat den Vorteil, daß es für die überwiegende Mehrzahl der vorkommenden Metalle und Legierungen verwendbar ist. Nur für so weiche Stoffe, wie reines Zinn und reines Blei, sind besondere Vorsichtsmaßregeln zu treffen, da hierbei die zu beschreibenden Verfahren ebenso wie die Probeentnahme bereits Gefügeänderungen bewirken können. Hat man es vorwiegend nur mit einer einzigen Art von Metallen zu tun, z. B.

immer mit mittelharten Eisensorten, so wird man auch besonders für den Zweck ausgebildete Einrichtungen mit Vorteil verwenden können.

Das Schleifen geschieht mittels hölzerner Scheiben, die mit Schmirgelpapier verschiedener Korngröße beklebt sind. Damit sich die Scheiben nicht verziehen, sind sie aus verschiedenen übereinandergeleimten Holzlagen hergestellt. Zum Antrieb der Scheiben kann man eine gewöhnliche Drehbank benutzen. Die Schleifscheiben *s* werden dann auf den Spindelkopf *k* der Drehbank mittels besonderer Messingbüchsen *m* aufgeschraubt, wie in Abb. 166. Der Durchmesser der Scheiben beträgt z. B. 360 mm, und die Umdrehungszahl 400 bis 450 in der Minute. Man hält eine ganze Reihe von Scheiben mit Schmirgelpapier verschiedener Feinheitsgrade vorrätig. Zum Aufkleben des Schmirgelpapiers auf die Scheiben dient Tischlerleim. Man muß darauf achten, daß er keine Knötchen enthält, weil diese Erhöhungen auf dem Papier bilden, die wie grobe Schmirgelkörner wirken und Risse im Schliff erzeugen. Ist das Schmirgelpapier abgenutzt, so wird die mit dem Papier beklebte Fläche

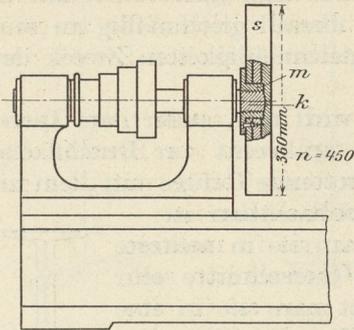


Abb. 166.

der Scheibe auf der Drehbank selbst mit dem Plandrehstahl abgedreht, wobei das Papier beseitigt und frische ebene Holzfläche bloßgelegt wird. Auf diese wird ein neues Blatt Schmirgelpapier aufgeklebt.

Bewährt hat sich das Schmirgelpapier Marke „Hubert“, das man im Handel zu den üblichen Preisen haben kann. Man hat nur darauf zu achten, daß bei den feineren Körnungen das Papier frei von Knötchen ist, weil die auf diesen befindlichen Schmirgelteilchen wie grobe Schmirgelkörner Reißbildung verursachen. Man wählt sich zweckmäßig solche Bogen des Schmirgelpapiers heraus, die von dem genannten Fehler frei sind. Die üblichen Körnungen sind: 3, 2, 1 G, 1 M, 1 F, 0, 00, wobei die größeren Zahlen die größte, die niedrigsten Zahlen die feinste Körnung angeben.

Die Probestücke werden mit der zu schleifenden Fläche von Hand unter möglichst geringem Druck an die sich umdrehende Scheibe angehalten. Je weicher das zu schleifende Material ist, um so sorgfältiger muß starker Druck vermieden werden, weil sonst einzelne Schmirgelkörnchen aus der Scheibe herausgerissen werden, die sich in die Schlißfläche eindrücken und den Schliff verderben. Tafelabb. 14, Taf. III, zeigt einen solchen fehlerhaften Schliff in 117facher Vergrößerung. Die dunklen Punkte haben mit dem Gefüge nichts zu tun, sondern sind Schleiffehler.

Um den Andruck der zu schleifenden Fläche an die Schleifscheibe nicht unnötig vergrößern zu müssen, darf man die Umdrehungszahl der Scheiben nicht über ein bestimmtes Maß hinaus steigern. Je größer die Umdrehungsgeschwindigkeit ist, um so größer wird die Zentrifugalkraft, die dem Schliff erteilt wird, um so mehr muß man das Probestück gegen die Scheibe drücken, um es nicht aus der Hand zu verlieren. Durch den gesteigerten Druck entsteht aber die Gefahr, daß die oben geschilderten Fehler in die Schliße hineinkommen. Durch zu starken Druck kann man auch Erwärmung des Schlißs hervorrufen, die z. B. bei gehärtetem Stahl zu einer Veränderung des Gefüges durch Anlaßwirkung führen kann. Um sich hiergegen zu sichern, läßt man den Schleifer den zu bearbeitenden Schliff nicht in ein Holzfutter fassen, in dem er sich bequemer handhaben läßt, sondern sieht darauf, daß er ihn frei mit der Hand an die Scheibe hält. Er läßt dann den Schliff von selbst fallen, wenn er durch zu starken Druck gegen die Scheibe eine bestimmte, etwa bei 60 C° liegende Temperatur erreicht hat. Für den

Anfang, zum Einlernen des Schleifers, ist dieses Verfahren jedenfalls sehr zu empfehlen.

Zweckmäßig ist es auch, keinen Mechaniker oder gelernten Schleifer zur Herstellung der Schilfe heranzuziehen, weil diese, insbesondere bei der nachfolgenden Arbeit des Polierens, gewöhnt sind, mittels Druck spiegelblanke Flächen zu erzeugen und von ihren gewohnheitsmäßigen Arbeitsverfahren meist nicht abzubringen sind. Man verwende irgendeinen anstelligen Arbeiter, der sich noch nie in seinem Leben mit Polieren beschäftigt hat. Man kommt mit ihm in der Regel leichter und schneller zum Ziel.

Beim Schleifen geht man allmählich von den Scheiben mit dem gröberen Schmirgelpapier zu denen mit feinerem Papier über. Vielfach ist es nicht nötig, sämtliche 7 Scheiben hintereinander zu benutzen, es können einige übersprungen werden. Auf den Scheiben mit dem Papier 3 bis 0 wird trocken geschliffen. Die Scheibe 00 benetzt man zweckmäßig mit einigen Tropfen säure- und staubfreien Öls. Zeigt der Schliff nach dem Schleifen auf der Scheibe 00 eine nahezu rißfreie Fläche, so kann mit dem nachfolgenden Polieren begonnen werden. Einzelne Rißchen auf dem Schliff stören bei der Gefügeuntersuchung in der Regel nicht, wohl aber ganze Scharen von Rissen.

### c) Das Polieren.

**231.** Das Polieren der vorgeschliffenen Fläche geschieht auf einer mit Tuch bespannten Holzscheibe unter Zuhilfenahme von Polierrot (Eisenoxyd) und Wasser. Man kann geeignetes Polierrot im Handel bekommen, das keine weitere Behandlung, wie Schlämmen usw. benötigt. Im Kgl. Materialprüfungsamt ist bisher das Polierrot von der Firma Schmidt & Co., Chemische Fabrik, Brötzingen-Pforzheim zum Preise von etwa 7 M. für 1 kg<sup>1)</sup> bezogen worden. Das Material eignet sich gut. Es wird auf die Tuchscheibe aufgestreut und mit einer reinen Bürste mit Wasser verrieben. Die Scheibe ist dann zum Polieren fertig. Man hält den Schliff mit leichtem Andruck an die sich drehende Tuchscheibe und bewegt den Schliff in der Ebene der Tuchfläche langsam im Kreise. Die mit Tuch bespannte Scheibe wird in derselben Weise wie die Schmirgelscheiben auf dem Spindelkopf der Drehbank befestigt. Der fertige Schliff muß spiegelnde glatte Fläche zeigen. Das anhaftende Polierrot wird unter Wasser abgespült, das Wasser durch Alkohol verdrängt. Schließlich wird die Schlifffläche durch Abtupfen mit einem weichen Tuch getrocknet. Reiben oder Wischen mit dem Tuch ist zu vermeiden, da hierbei aufs neue Risse entstehen. Hat man Materialien zu polieren, die sich leicht oxydieren, z. B. Magnesium, Mangan usw., so empfiehlt es sich, zum Polieren auf der Tuchscheibe nicht Wasser, sondern Alkohol und Polierrot zu verwenden. Da der Alkohol verdunstet, muß die Tuchscheibe öfter mit Alkohol befeuchtet werden.

Die ganze Arbeit des Schleifens und Polierens nimmt bei kleineren Probestücken  $\frac{1}{2}$ —1 Stunde, bei größeren Schliffflächen längere Zeit, je nach der Größe des Schliffs, in Anspruch.

Um bei Legierungen und Metallen mit niedrigem Schmelzpunkt das Schleifen und Polieren zu ersparen, wird von einigen Forschern empfohlen, diese Stoffe im flüssigen Zustand auf Spiegelglas- oder Glimmerplatten aufzugießen (H. J. Hannover, *L<sub>3</sub> 4*). Hierbei kann man die Stoffe nur im gegossenen rasch abgeschreckten Zustand beobachten. Man muß sich also vorher genau überlegen, ob diese Art der Erzeugung von spiegelnden Flächen im besonderen Falle verwendbar ist oder nicht. Jedenfalls ist ihre Anwendung dann ausgeschlossen, wenn es sich darum

<sup>1)</sup> Jährlicher Verbrauch im Amt etwa 2—3 kg.

handelt, auf Grund des Gefüges einer Metallprobe Schlüsse auf die Vorbehandlung zu ziehen, der sie unterworfen worden ist. Durch das vorherige Schmelzen werden ja die Kennzeichen für diese Vorbehandlung beseitigt.

#### d) Die Nachbehandlung der Schriffe.

**232.** Die geschliffene und polierte Fläche läßt nur dann das Gefüge ohne weiteres erkennen, wenn sich die verschiedenen Gefügebestandteile durch verschiedene Farben unterscheiden. So ist z. B. der dunkle Graphit in der hellen Eisenlegierung sichtbar (Abbildungen s. Band II B). In Legierungen von Kupfer und Kupferoxydul erkennt man die feinen Einsprenglinge von Oxydul an ihrer blauen Farbe (s. II B). In den Legierungen von Kupfer und Wismut unterscheidet sich das Kupfer von dem eingelagerten Wismut durch seine rötliche Farbe. In Tafelabb. 15, Taf. III, ist eine solche Legierung mit 20% Wismut in Kupfer in 117facher Vergrößerung dargestellt. Das Kupfer ist mit *K*, das Wismut mit *b* bezeichnet.

In der überwiegenden Mehrzahl der Fälle bedürfen die polierten Schriffe noch einer besonderen Nachbehandlung, um die einzelnen Gefügebestandteile sichtbar zu machen.

**233.** Das Reliefpolieren (nach Sorby, Martens, Osmond) beruht auf der verschiedenen Widerstandsfähigkeit der einzelnen Gefügebestandteile gegenüber der abschleifenden Wirkung des Poliermittels. Auf einer weichen Unterlage von weichem, von mineralischen Bestandteilen freiem Gummi oder von Pergament wird der polierte Schliff mit Polierrot und wenig

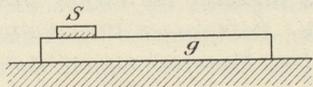


Abb. 167.

Wasser unter sanftem Druck von Hand weiter poliert (s. Abb. 167). Der Schliff *S* wird hierbei mit der Schlißfläche nach unten auf die ruhende Unterlage *g* aufgelegt und in Zykloiden mit der Hand darüber hingeführt, nachdem die Unterlage mit Polierrot bestreut und mit Wasser angefeuchtet ist. Der Andruck der Schlißfläche gegen die Unterlage muß sehr gering sein. Unter Umständen muß man die Schlißfläche von der Unterlage eher etwas abheben, statt daß man sie gegen die Unterlage drückt, weil sie sich infolge des Luftdrucks auf der Unterlage festsaugt. Die härteren Gefügebestandteile widerstehen der abschleifenden Wirkung mehr als die weicheren. Es entsteht infolgedessen ein Relief, wobei die härteren Gefügebestandteile erhaben, die weicheren vertieft erscheinen. Von Zeit zu Zeit überzeugt man sich unter dem Mikroskop von dem Fortschreiten der Arbeit. Sobald deutliches Relief erzielt ist, muß aufgehört werden, da unnötig lange fortgesetztes Polieren auch die härteren Gefügebestandteile wieder abschleift. 10 bis 20 Minuten genügen meist, vielfach ist die Arbeit in kürzerer Zeit vollendet.

Geschickte Polierer erzielen bereits Relief beim Polieren auf der Tuchscheibe (231).

Vielfach gelingt es, das Relief vollkommener zu erhalten, wenn man das Wasser beim Reliefpolieren durch ein allein nicht, oder nur sehr schwach wirkendes Ätzmittel ersetzt; zuweilen werden hierbei auch einige Gefügebestandteile gefärbt. So ist z. B. für die Sichtbarmachung des Gefüges in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen ein auf kaltem Wege hergestellter Auszug von Süßholzwurzel ein sehr brauchbares Ätzmittel der genannten Art. (10 g Süßholz in Form feiner Späne werden mit 100 g Wasser übergossen. Nach vierstündigem Stehen wird der Auszug abfiltriert und zum Polieren verwendet. Der Auszug wird mit der Zeit faul und muß öfters erneuert werden.) Ähnlich wirkt Ammoniumnitratlösung (2 g  $\text{NH}_4\text{NO}_3$  auf 100 g Wasser). Man bezeichnet diese Art des Reliefpolierens,

die von Osmond her stammt, als Ätzpolieren. Meiner Meinung nach scheint die Wirkung des Süßholzauszuges beim Ätzpolieren zum Teil auch darin zu liegen, daß der Auszug mit dem Polierrot eine schleimige Masse bildet, die ähnlich wie ein zähflüssiges Schmiermittel durch den Druck des Schriffes auf die Polierunterlage *g* nicht so leicht aus der Berührungsfläche zwischen Schrifffläche und Unterlage herausgedrängt werden kann, wie das Gemenge von Polierrot und Wasser. (Der Druck ist manchmal recht beträchtlich, wenn sich der Schriff auf der Unterlage festgesaugt hat.) Dadurch kann das Poliermittel vollkommener in Wirksamkeit treten.

Beim Relief- und Ätzpolieren erhält man auf der Schrifffläche einen Zustand, wie er in Abb. 168a durch einen Schnitt senkrecht zur Schriffebene schematisch angedeutet ist. Denkt man sich das Licht schräg in der Richtung des Pfeiles einfallend, so wird der in Relief stehende härtere Gefügebestandteil *h* einen Schatten werfen, wie bei *s* angedeutet. Auf der dem Licht zugekehrten Seite wird der härtere Gefügebestandteil aber eine Lichtkante *l* haben. In der Schriffebene selbst (vgl. Abb. 168b) zeigt sich dies dadurch, daß der härtere Gefügebestandteil *h* links die Lichtkante *l* und rechts die Schattenkante *s*, der vertiefte Gefügebestandteil *t* hingegen umgekehrt links die Schattenkante *s*, rechts die Lichtkante *l* aufweist.

Abb. 168a.

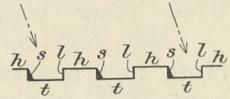
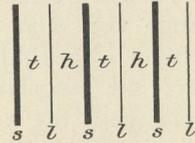


Abb. 168b.



Es ist nun zu beachten, daß die Mikroskope üblicher Bauart das Bild des Gegenstandes umkehren. Infolgedessen ergibt sich die Regel, daß der harte Gefügebestandteil auf der Seite, auf welcher das Licht in das Mikroskop einfällt, die Schattenkante *s* und auf der entgegengesetzten die Lichtkante *l* hat.

Ein ätzpolierter Schriff ist in Tafelabb. 16, Taf. III, in 123facher Vergrößerung dargestellt. Er entspricht einem steirischen Herdfrischstahl mit mehr als 1% Kohlenstoff, der von einer Temperatur oberhalb 700 C° plötzlich in Wasser abgeschreckt wurde. Das Bild ist so aufgestellt, daß der Lichteintritt von links oben (ohne Umkehrung) zu denken ist<sup>1)</sup>. Man erkennt deutlich die hellen Lichtkanten der harten Inseln (Zementit genannt), die nach links oben gerichtet sind, während die dunklen Schattenkanten *s* nach rechts unten liegen. Die harten Inseln des Zementit genannten Gefügebestandteils liegen eingebettet in einer Grundmasse, die Martensit genannt wird, und die ihrerseits wieder einen Filz von härteren in weicheren Stoff eingebetteten Nadeln darstellt.

Bei der Beurteilung, ob ein Gefügebestandteil erhaben oder vertieft ist, darf man sich nie auf den bloßen Eindruck verlassen, den das Auge bei der Beobachtung im Mikroskop gewinnt. Häufig erscheint infolge optischer Täuschung die Sachlage umgekehrt, und man hält den erhabenen Bestandteil für vertieft und umgekehrt. Entscheidend ist ausschließlich die Lage der Licht- und Schattenkanten für diese Frage.

Ist einer der Gefügebestandteile dunkel gefärbt, so wird die Unterscheidung der Licht- und Schattenkanten erschwert, zuweilen auch unmöglich. Man stellt dann bei starker Vergrößerung das Mikroskop auf irgendeinen Punkt in einem der verschiedenen Gefügebestandteile *A* scharf ein und liest an der Mikrometerschraube zur Feineinstellung des Mikroskops die Stellung ab. Alsdann stellt man scharf auf einen Punkt eines anderen Gefügebestandteils *B* ein und liest wiederum die Stellung der Mikrometerschraube ab. Muß man den Tubus des Mikroskops dem Schriff nähern, um von der Scharfeinstellung des Bestandteils *A* auf die Scharfeinstellung des Bestandteils *B* zu gelangen, oder muß man von der Scharf-

<sup>1)</sup> Diese Aufstellung ist bei allen Tafelabbildungen dieses Buches gewählt.

einstellung auf *B* ausgehend den Tubus vom Schliff entfernen, um die Scharfeinstellung auf *A* zu erzielen, so ist der Gefügebestandteil *A* gegenüber dem Bestandteil *B* erhaben.

**234.** Anlassen (zuerst von Martens angewendet, dann von Behrens, Osmond und Stead). Beim schwachen Erwärmen einer Schlißfläche an der Luft oxydieren sich vielfach einzelne Gefügebestandteile rascher als andere. Sie überziehen sich dann auch schneller mit den infolge der dünnen Oxydschicht auftretenden Anlauffarben, als die anderen weniger leicht oxydierbaren Bestandteile. Da nun je nach der Dicke des Oxydhäutchens die Anlauffarbe verschieden ist, so kann man durch Anlassen den verschiedenen Gefügebestandteilen je nach dem Grade ihrer Oxydierbarkeit verschiedene Färbungen erteilen.

Man legt den Schliff mit der polierten Seite nach oben auf ein dünnes Eisenblech und erwärmt dieses langsam von unten durch einen Brenner. Sobald die gewünschte Anlauffarbe soeben aufzutreten beginnt, wird der Schliff mit der Tiegelflange von dem heißen Blech abgehoben und durch Eintauchen in kaltes Wasser schnell abgekühlt, damit die Anlauffarben nicht weiter gehen. Beim Eintauchen darf die angelassene Schlißfläche nicht benetzt werden. Bei Metallen und Legierungen, die keine Amalgame bilden, kann an Stelle des Wassers auch Quecksilber als Abkühlungsflüssigkeit benutzt werden.

Tafelabb. 6, Taf. I, zeigt in 365facher Vergrößerung das Gefüge einer Kupferzinn-Legierung mit 12% Zinn nach dem Anlassen. Der kupferreiche Gefügebestandteil *K* ist leichter oxydierbar und erscheint in der Tafelabbildung dunkler als der zinnreiche Bestandteil *S*. Der Kern des Bestandteils *K* ist kupferreicher und deshalb dunkler gefärbt als der Umfang. Die Gründe hierfür s. 136.

Das Anlassen als Mittel zur Sichtbarmachung des Gefüges ist natürlich nur dann zulässig, wenn die Anlaßhitze keine Gefügeänderung zur Folge hat. Solche Gefügeänderung tritt z. B. bei gehärtetem Stahl ein; nach dem Anlassen ist der Gefügebau dieses Materials völlig verändert.

**235.** Das Ätzen der Schlitze gewährt oft wertvolle Unterscheidungsmerkmale zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen. Diese Merkmale können sein: verschiedener Grad des Widerstandes gegenüber dem Ätzmittel, wodurch eine Art Relief erzielt werden kann, oder bestimmte Färbungen bzw. Reaktionen, oder schließlich beide Merkmale zu gleicher Zeit. So zeigt z. B. Tafelabb. 2, Taf. I, den Schliff einer Legierung vom Blei mit 8% Antimon, der mit verdünnter Salpetersäure (1:5) geätzt wurde. Hierbei sind die Antimonkriställchen weiß und glänzend geblieben, während das Blei matt und dunkel erscheint.

Welches Ätzmittel im besonderen Falle anzuwenden ist, ergibt sich aus der Art der zu untersuchenden Legierung. Allgemeine Vorschriften lassen sich nicht machen. Im folgenden ist eine Übersicht über die wichtigsten der in Betracht kommenden Ätzmittel gegeben (vgl. *L*<sub>3</sub> 5):

Alkoholische Salzsäure (Martens und Heyn): 1 ccm HCl (1,19 spez. Gew.) in 100 ccm absol. Alkohol. Abkürzung: HCl/Alk.

Alkoholische Salpetersäure (Martens): 4 ccm HNO<sub>3</sub> (1,14 spez. Gew.) in 100 ccm absolut. Alkohol. Abkürzung: HNO<sub>3</sub>/Alk.

Alkoholische Pikrinsäure (Ischewski): 5 g Pikrinsäure in 100 ccm absol. Alkohol. Abkürzung: Pi/Alk.

Salpetersäure (Stead). Spez. Gew. 1,18. Abkürzung: HNO<sub>3</sub>.

Kupferammoniumchlorid (Heyn): 10 g in 120 ccm Wasser. Abkürzung K.

Ammoniakalisches Kupferammoniumchlorid (Heyn): Lösung wie die vorausgehende, der so viel Ammoniak zugesetzt wird, daß der zuerst auftretende blaue Niederschlag wieder in Lösung geht. Abkürzung: K/am.

Die Ätzflüssigkeit  $F$  wird bei der Ätzung in eine Schale  $Sch$  aus Glas gebracht (s. Abb. 169). Die zu ätzende Probe  $S$  wird mit der Schlißfläche nach oben möglichst schnell und gleichmäßig in die Flüssigkeit  $F$  untergetaucht, während die Flüssigkeit in schaukelnde Bewegung versetzt wird. Wichtig ist, daß sich keine Luft- oder Gasbläschen auf dem Schliß festsetzen, weil sonst unter den Bläschen die Ätzung verhindert oder verzögert wird. Ist die Ätzung beendet, so wird bei den wässerigen Ätzmitteln der Schliß zunächst mit Wasser gründlich abgespült, alsdann mit Alkohol übergossen und mit einem weichen Tuch abgetupft (nicht gewischt oder gerieben, weil sonst Risse entstehen). Bei den alkoholischen Ätzmitteln bringt man den Schliß aus der Ätzflüssigkeit sofort in eine Schale mit Alkohol, und spült nach dem Herausnehmen aus der Schale nochmals mit Alkohol nach.



Abb. 169.

Die Ätzung mit  $HCl/Alk$  ist besonders geeignet für Eisen und Stahl im gehärteten und ungehärteten Zustand. Zur Ätzung genügen bei nicht gehärteten Eisen- und Stahlsorten meist drei bis fünf Minuten, bei gehärteten Stählen dagegen dauert die Ätzung länger, eine Viertel- bis unter Umständen eine ganze Stunde. Man kann bei einiger Erfahrung bereits aus dem Fortgang der Ätzung innerhalb der Ätzflüssigkeit beurteilen, ob gehärteter oder ungehärteter Stahl vorliegt.

Die Ätzung  $HNO_3/Alk$  ist besonders geeignet für Gußeisen.

$Pi/Alk$  eignet sich besonders für schwer angreifbare Nickel- und Chromstähle.

$HNO_3$  kann verwendet werden für kohlenstoffarme Flußeisensorten an Stelle von  $K$ ; bei kohlenstoffreicheren Sorten greift  $HNO_3$  die einzelnen Gefügebestandteile zu ungleichmäßig an und erzeugt Löcher.

$K$  ist ein vorzügliches Ätzmittel zur Starkätzung von schmiedbaren Eisen-Kohlenstoff-Legierungen (ungehärtet) und von weißem Roheisen. Es eignet sich besonders zur Sichtbarmachung von Verschiedenheiten im Gefügebau (Seigerungen, Zonenbildungen usw.) Ätzdauer etwa eine Minute. Auf der Schlißfläche schlägt sich Kupfer in schwammiger Form nieder. Man bringt die geätzte Probe mit dem Kupferbeschlag in eine Schale mit sich rasch erneuerndem Wasser und putzt unter Wasser den Kupferbeschlag mit einem Wattebausch ab. Wenn die richtige, oben angegebene Konzentration der Lösung angewendet wird, so läßt sich das Kupfer leicht entfernen. Bei zu sehr verdünnten Lösungen dagegen haftet der Beschlag fest. Zu starke Lösungen greifen den Schliß zu rasch und stark an und gewähren keinen Vorteil. Nach Abspülen mit Wasser wird der Schliß mit Alkohol übergossen und abgetupft. Für graphithaltige Roheisensorten, gehärtete Stähle und hochnickel- oder -chromhaltige Stähle eignet sich das Ätzmittel nicht, weil der Kupferbeschlag festhaftet (E. Heyn,  $L_3$  3).

$K/am$  ist ein geeignetes Ätzmittel für die meisten Kupferlegierungen. Nach dem Herausnehmen aus dem Ätzbade wird der Schliß in schwach ammoniakalischem Wasser abgespült und darauf wie üblich behandelt.

Zu bemerken ist, daß es bei der Ätzung nicht darauf ankommt, möglichst viel Ätzmittel zur Verfügung zu haben. Wichtiger ist, daß man sich über die Eigenart einiger weniger ausgewählter Ätzlösungen den einzelnen Metallen und Legierungen gegenüber genau unterrichtet.

Ähnliche Bemerkung gilt für das Schleifen und Polieren. Auch hier werden in der Literatur eine ganze Reihe von mehr oder weniger künstlichen Hilfsmitteln beschrieben. Bei der Entwicklung der Verfahren für das Kgl. Materialprüfungsamt bin ich bestrebt gewesen, die Arbeit in der einfachsten Weise mit den einfachsten Hilfsmitteln durchzuführen, wie es die oben gegebene Beschreibung zeigt. Hierbei lernt man, worauf es ankommt. Wohl würde ich es für zweckmäßig halten, in einem Laboratorium, in dem z. B. nur Schiffe von Eisen und Stahl

bearbeitet werden, Sondereinrichtungen hierfür zu benutzen, die etwas schneller zum Ziele führen. In einem Laboratorium hingegen, wo heute weiche Legierungen und morgen hartes weißes Roheisen zu polieren ist, muß man ein einziges, allgemein anwendbares Verfahren haben, das für alle vorkommenden Fälle paßt, und dies ist das oben beschriebene.

**236.** Ätzen mit Zuhilfenahme des elektrischen Stromes. Für manche Metalle und Legierungen, die durch gewöhnliche Ätzmittel nur schwer angegriffen werden, kann man die Wirkung dadurch verstärken, daß man den Schliff als Anode in die Ätzflüssigkeit einhängt. In Abb. 170 ist *Pt* eine Platinschale, die mit dem negativen Pol einer Stromquelle verbunden wird. *S* ist der zu ätzende Schliff<sup>1)</sup>, der mit dem positiven Pol verbunden wird. Die Flüssigkeit *Fl* ist Salzsäure (1,19 spez. Gew.) 1 ccm in 100 ccm Wasser oder Schwefelsäure in gleicher Verdünnung. Meist genügt ein Strom von 0,5—0,7 Amp. auf 1 qcm Schlifffläche. Die Ätzdauer ist eine bis fünf Minuten, zuweilen noch länger. Für die eben beschriebene Art der Ätzung wird im folgenden die Abkürzung  $HCl/n$  Amp. oder  $H_2SO_4/n$  Amp. angewendet, wobei *n* die Anzahl Ampere angibt.

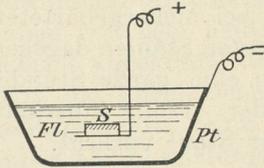


Abb. 170.

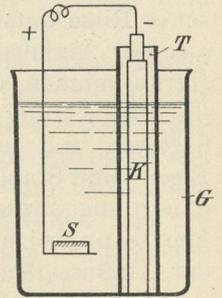


Abb. 171.

Für die Ätzung von Messing empfiehlt Charpy (*L*<sub>3</sub> 6) folgende Anordnung: In dem Gefäß *G* in Abb. 171 mit verdünnter Schwefelsäure 1:10 befindet sich eine poröse Tonzelle *T* mit gesättigter Kupfersulfatlösung und einem Streifen Kupfer *K*. Die zu ätzende Probe *S* taucht in die verdünnte Schwefelsäure. Zwischen *S* und *K* ist durch einen Verbindungsdraht Kurzschluß hergestellt. Auf diese Weise ist eine galvanische Kette Probe  $S/H_2SO_4 - Cu_2SO_4/K$  Kupfer hergestellt, bei der die Probe *S* anodisch gelöst wird. Die Einwirkungsdauer beträgt etwa eine Viertelstunde.

### 3. Die zur Untersuchung der Schiffe gehörigen Hilfsmittel.

#### a) Makroskopische Untersuchung.

**237.** Die Untersuchung der Schiffe beginnt stets mit dem bloßen Auge. In vielen Fällen erhält man bereits hierbei die wichtigsten Aufschlüsse, wenn man die Wirksamkeit der einzelnen Ätzmittel genau kennt. Die makroskopische Untersuchung darf sich nicht über zu kleine Flächen erstrecken (258). Wie bereits 229 erwähnt, muß sich die Größe der Schiffe den besonderen Fällen anpassen. Zu warnen ist vor der Arbeit mit sehr kleinen Schliffen, die irgendwo aus dem zu untersuchenden Material herausgeschnitten sind, und die man sofort unter das Mikroskop legt. Man schränkt hierbei seinen Gesichtskreis absichtlich ein, beobachtet nur ganz winzige Teile des Metalls und übersieht den größeren Gefügeaufbau, der unter Umständen von viel ausschlaggebenderer Bedeutung für die Eigenschaften der Probe ist, als das eigentliche Kleingefüge. Wie man hierbei vorzugehen hat, kann nur die Erfahrung lehren. Gefügeuntersuchung ohne gründliche metallurgische und technologische Kenntnisse kann nur Dilettantenarbeit bleiben.

<sup>1)</sup> Die geschliffene Fläche der zu ätzenden Metallprobe *S* ist in Abb. 170 durch Schraffur gekennzeichnet. Sie liegt bei der Ätzung nach oben.

## b) Mikroskopische Untersuchung.

## α) Das Greenoughsche Mikroskop.

238. Im Anschluß an die makroskopische Betrachtung untersucht man einzelne Stellen des Schliffes, die besondere Eigenart zeigen, mittels des Mikroskops. Auch hier beginnt man stets mit der schwächsten Vergrößerung und schreitet dann allmählich je nach Bedürfnis bis zu den stärksten Vergrößerungen vor.

Gute Dienste leistet bei schwachen Vergrößerungen das Greenoughsche

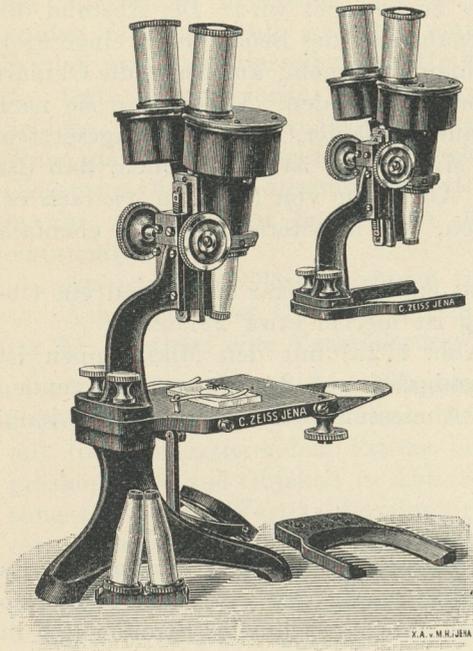


Abb. 172a.

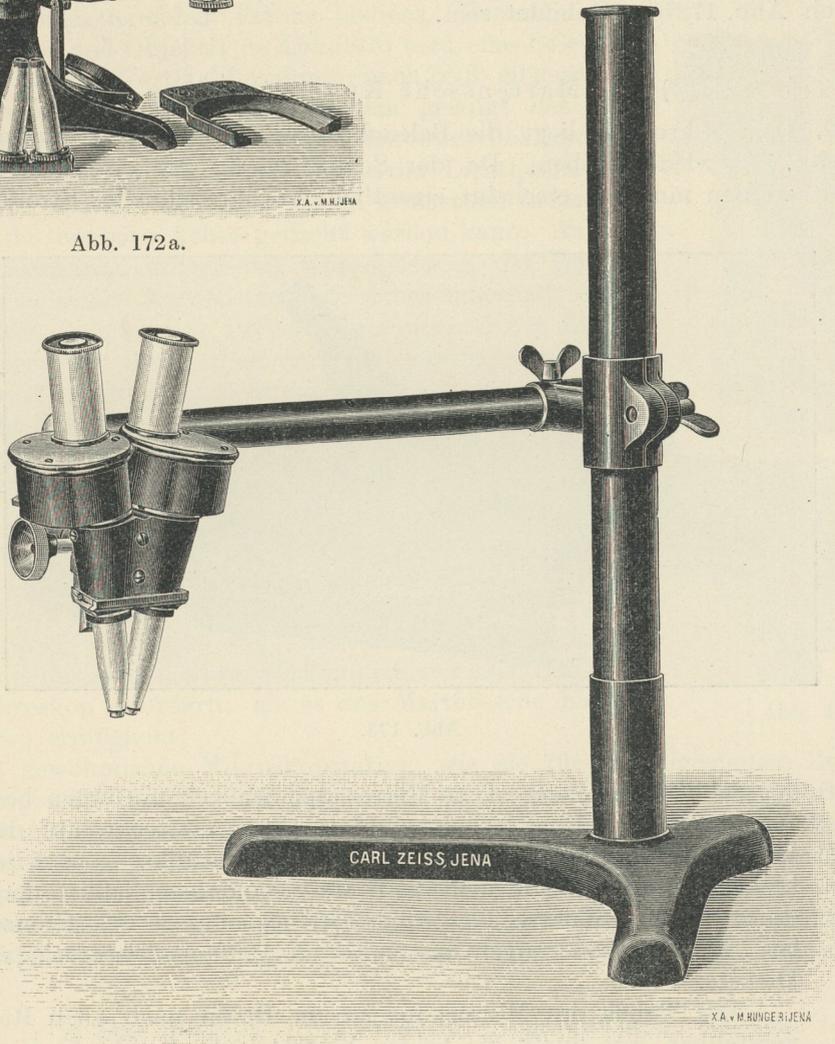


Abb. 172b.

binokulare Mikroskop für stereoskopisches Sehen (geliefert von der Firma C. Zeiß, Jena), das in Abb. 172a und b abgebildet ist. Es besteht aus zwei nebeneinander befindlichen Mikroskopen, deren optische Achsen zur Senkrechten etwas geneigt

sind, so daß ihr Abstand nach dem Objektiv zu geringer wird. Der Abstand der beiden Okulare muß entsprechend dem Augenabstand des Beobachters eingeregelt werden. Dies geschieht dadurch, daß die beiden Trommeln, auf denen die Okulare exzentrisch befestigt sind, um ihre Achse verdreht werden. Dreht man sie nach innen, so wird der Abstand der beiden Okulare kleiner, bei entgegengesetztem Drehen größer. Die Einrichtung der beiden Mikroskope ist so getroffen, daß das Bild nicht umgekehrt erscheint, was beim Absuchen von Schlifflinien vielfach erleichternd wirkt. Das Bild erscheint plastisch, wie im Stereoskop, was ebenfalls zur Erleichterung des Überblicks beiträgt.

Für die meisten Zwecke ausreichend sind ein Okularpaar Nr. 2 und ein Objektivpaar  $a_2$  (nach Zeiß). Die Vergrößerung ist hierbei etwa 24fach.

Der obere Teil des Mikroskopstativs (Abb. 172a) mit den Mikroskopen ist abnehmbar und kann mittels einer Hartgummigabel auf den zu untersuchenden Schliff aufgestellt werden, wenn dieser große Abmessungen hat. Das Stativ kann auch nach Abb. 172b ausgebildet sein.

### β) Das Martenssche Kugelmikroskop.

**239.** Dem Mikroskop liegt die Beleuchtungsart Abb. 164 A zugrunde. Es ist in Abb. 173 wiedergegeben. Da der Schliff schräg zur optischen Achse  $oo$  eingestellt werden muß, so erscheint eigentlich nur ein schmaler Streifen ( $22'$  in

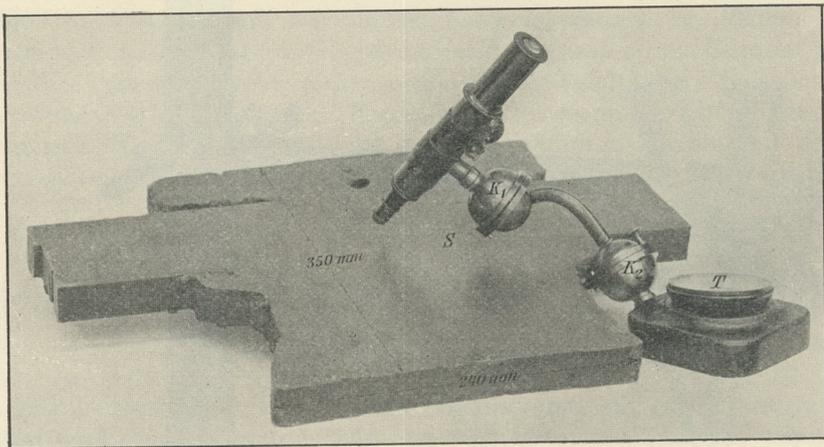


Abb. 173.

Abb. 174) der Schlieffläche  $S$  scharf im Mikroskop, der sich um einen bestimmten Betrag  $s/2$  nach rechts und nach links vom Punkte 1 erstreckt, auf den scharf eingestellt worden ist. Je stärker die Vergrößerung des Mikroskops wird, um so kleiner wird im allgemeinen die Breite  $s$ , so daß schließlich der Verwendung starker Objektive bei dieser Beleuchtungsart eine Grenze gesetzt ist. Für Vergrößerungen bis zu etwa 100fach leistet sie aber gute Dienste.

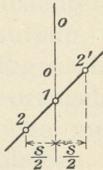


Abb. 174.

Der Tubus des Mikroskops ist im Raum nach allen Richtungen verstellbar, was durch die beiden Kugelgelenke  $K_1$  und  $K_2$  in Abb. 173 bewerkstelligt wird. Der Schliff  $S$  kann auf den Tisch  $T$  gelegt werden, wenn er nicht zu groß ist. Hat man sehr große Schliife zu beobachten, so dreht man, wie in Abb. 173, die Kugelgelenke so herum, daß die optische Achse seitlich am Tisch  $T$  vorbeigeht. Man kann so den Schliff  $S$  durch Verschieben

des Mikroskops absuchen. Ist der Schliff noch größer (z. B. Längsschliffe von großen Stahlblöcken), so setzt man eine Gummiunterlage unter den Fuß des Stativs und setzt dasselbe unmittelbar auf den Schliff auf.

Gute Dienste leistet das Mikroskop dieser Bauart beim Absuchen größerer Schilfe, sowie bei der Beobachtung des Fortganges des Polierens und Ätzens. Wenn das Ätzmittel keine Stoffe enthält, die den Kanadabalsam, der die einzelnen Gläser des Objektivs zusammenkittet, auflöst, so kann man den Schliff unmittelbar in der Ätzflüssigkeit beobachten, indem man das Objektiv in die Flüssigkeit eintaucht.

Als passende Gläser kommen für das Mikroskop in Betracht:

Achromatisches Objektiv *A* (Katalog C. Zeiß, Jena) und Huygenssches Okular Nr. 2, wobei eine Vergrößerung von etwa 56 erzielt wird.

**240.** Das Martenssche Mikroskop kann auch zur Arbeit bei stärkerer Vergrößerung herangezogen werden, wenn man sich der Beleuchtungsart Abb. 164 C mit total reflektierendem Prisma bedient. Zwischen Mikroskoptubus und Objektiv (s. Abb. 175) wird eine Beleuchtungsvorrichtung (Vertikalilluminator nach Zeiß) eingeschaltet. Durch ein seitliches Fensterchen gelangt der einfallende Strahl (*e* in Abb. 164 C) auf das totalreflektierende Prisma *p* (Abb. 175). Um das Prisma der Lichtquelle zuzuwenden zu können, ist es in einem Drehstück befestigt, das um die optische Achse gedreht werden kann. Außerdem vermag man mittels des Knöpfchens *K* das Prisma um eine zu seinen Kanten parallele Achse innerhalb eines bestimmten Spielraumes zu verdrehen und so der Lichtquelle gegenüber einzustellen. Zur Beleuchtung verwendet man hierbei zweckmäßig nicht das Tageslicht, sondern eine künstliche Lichtquelle. Bei einer sehr zweckmäßigen Einrichtung nach Wagner wird eine kleine elektrische Glühlampe (ähnlich wie sie in den elektrischen Taschenlampen Verwendung findet) mittels eines Stellringes am Tubus verstellbar befestigt. Sie wird so eingestellt, daß sie das Fensterchen vor dem Prisma *p* beleuchtet.

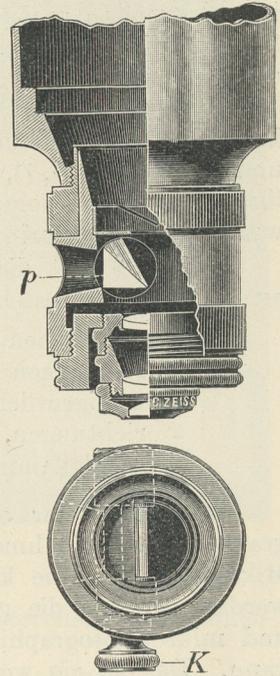


Abb. 175.

Auf diese Weise kann man auch starke Objektive zur Beobachtung verwenden mit Ausschluß der Immersionsobjektive, die eine starrere Verbindung zwischen Schliff *S* und Mikroskop erfordern, als es das Martenssche Kugelmikroskop ermöglicht.

Die gewöhnlichen Mikroskopstative, wie sie für die allgemeinen Zwecke der Mikroskopie im Handel sind, eignen sich meist nicht ohne weiteres zur Beobachtung mittels Vertikalilluminator, weil durch die Zwischenschaltung des Illuminators zwischen Tubus und Objektiv der verfügbare Abstand zwischen der Frontlinie des Objektivs und dem Objektstisch zu klein wird. Auch eignet sich die sonstige Form des Stativs nur für die Beobachtung kleiner Schliffflächen, nicht aber für große, wie sie bei der Gefügeuntersuchung oft verwendet werden müssen.

*γ)* Das Martenssche mikrographische Stativ.  
(Gebaut von C. Zeiß, Jena.)

**241.** Das Martenssche Stativ dient zur mikroskopischen Beobachtung und gleichzeitig zur mikrographischen Aufnahme und gestattet die volle Ausnutzung der zur Zeit herstellbaren optischen Systeme. Es ist nach dem Entwurf

und den Angaben von Martens in seinen optischen Teilen von der Firma C. Zeiß, Jena, konstruiert worden; der übrige Aufbau ist in den Werkstätten der früheren mechanisch-technischen Versuchsanstalt (jetzt Kgl. Materialprüfungsamt) hergestellt.

Die nachfolgend beschriebene Einrichtung hat historisches Interesse; sie ist eine der wenigen, mit denen es zu Beginn der Entwicklung der Verfahren zur mikroskopischen Gefügeuntersuchung von Metallen gelang, brauchbare mikrographische Aufnahmen zu erzielen. Diese Kunst war damals noch nicht Allgemeingut wie jetzt, sie ist wesentlich mit den Namen Martens und Osmond verknüpft. Erst später ist durch die bahnbrechenden Arbeiten dieser Männer die mikroskopische Beobachtung und mikrographische Aufnahme von Metallschliffen eine einfache Sache geworden, deren Schwierigkeiten ein Anfänger kaum noch begreift, da er alle dazu nötigen Einrichtungen laut Katalog in bewährter Ausführung beziehen kann. Es gehört heutzutage deswegen auch keine besondere Begabung mehr dazu, ein neues mikrographisches Stativ zu konstruieren, wenn man dazu die bewährten optischen Einrichtungen benutzt, wie sie unsere hervorragenden optischen Werkstätten, insbesondere Zeiß in Jena, liefern, und die in mühseliger gemeinschaftlicher Arbeit zwischen dieser Firma und Martens auf die Vollkommenheit gebracht sind, die sie heute besitzen, und die sie sogar für das Ausland unentbehrlich machen. Die Martenssche Einrichtung ist noch heute im Kgl. Materialprüfungsamt in ungeänderter Form in Gebrauch (vgl. A. Martens und E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 7), da sie von keiner anderen Konstruktion überholt ist und ihren Zweck, vollkommene Bilder zu liefern, erreicht. Ich beschränke mich deswegen auch nur auf die Beschreibung dieser Bauart<sup>1)</sup>.

Abb. 176 gibt die Gesamtanordnung und zeigt, daß die ganze Einrichtung aus drei Teilen besteht, nämlich

- der optischen Bank I, die die Lichtquelle mit den zugehörigen Hilfsvorrichtungen enthält,
- dem eigentlichen Mikroskop II mit seinem Stativ und den Verstellvorrichtungen,
- der Balgkammer III zur Aufnahme von Lichtbildern.

Die Achse der optischen Bank I steht bei der Beobachtung und photographischen Aufnahme von Metallschliffen senkrecht zur optischen Achse des Mikroskops II. Sie kann aber auch bequem in die optische Achse eingedreht werden, so daß die ganze Vorrichtung auch zur mikroskopischen Beobachtung und mikrographischen Aufnahme im durchfallenden Licht benutzt werden kann. Das ist ein wesentlicher Vorteil, denn in Laboratorien, in denen Metallschliffe zu untersuchen sind, hat man sich in der Regel auch mit der Untersuchung von Schlacken, Zementklinkern, feuerfesten Materialien usw. zu befassen, die im Dünnschliff im durchfallenden Licht vorgenommen wird. Wir wollen hier nur die Anordnung der Achse der optischen Bank senkrecht zur optischen Achse in Betracht ziehen. Bei Verwendung des totalreflektierenden Prismas *p* (nach Abb. 164 C) zur Beleuchtung ergibt sich dann das in Abb. 177 dargestellte Schema für die Gesamtanordnung (Grundriß).

Das eigentliche Mikroskop II (s. Abb. 178—190) besteht aus dem Objektiv *ob*, dem Tubus *N*, dem zwischen beiden gelegenen Prismenilluminator *p*, der in den Abbildungen durch die Irisblende *C* verdeckt ist (vgl. auch Abb. 177), und dem

<sup>1)</sup> Ein für viele Zwecke sehr brauchbares Instrument ist von H. Le Chatelier entworfen (*L*<sub>3</sub> 8). Es bietet für Anfänger weniger Schwierigkeiten, weil die einzelnen optischen Teile (z. B. Beleuchtungsprisma) ein für allemal in einer festen Lage sind und so nicht in Unordnung gebracht werden können. Für den geübten Mikroskopiker ist aber die weitgehende Regelbarkeit der optischen Einrichtungen bei Martens' Bauart ein Vorteil, den er auszunutzen versteht.

Okular *ok.* Vor dem Objektiv befindet sich der Objektstisch *V*, auf dem der zu untersuchende Schliff *sch* aufgespannt ist.

Die Beleuchtungsvorrichtung *I* wird gebildet (Abb. 177, 186, 190) aus der punktförmigen Lichtquelle *F*. Die von ihr ausgehenden Strahlen werden durch das Linsensystem *L* zunächst zerstreut und dann zu einem langen Lichtkegel gesammelt, der durch die Irisblenden *A* und *B* abgegrenzt werden kann, und der

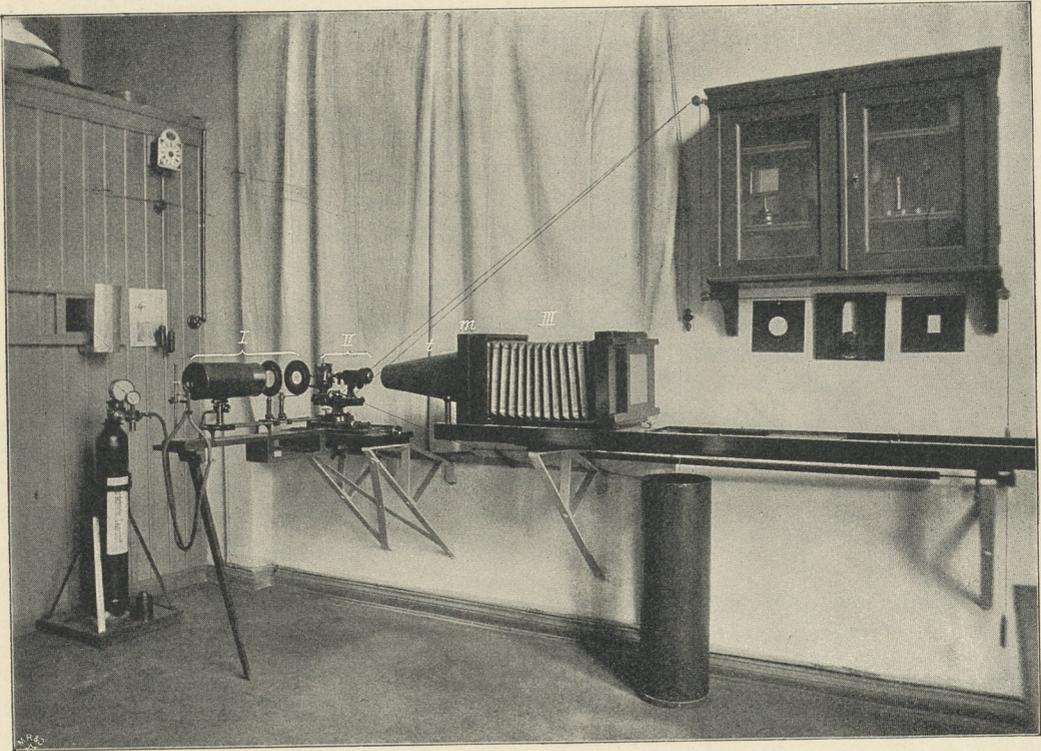


Abb. 176.

schließlich nach Durchgang durch die Blende *C* in das Fensterchen des Prismenilluminators *p* fällt.

Die Balgkammer *III* besteht aus einem Blechkegel *t* (Abb. 186—189) und einer gewöhnlichen photographischen Balgkammer, in der bei *n* die Mattscheibe bzw. die Kassette mit der photographischen Platte eingebracht wird. Die ganze Vorrichtung *III* kann auf einem Schlitten an das Okular des Mikroskops *II* herangeschoben werden. Ferner kann der Abstand der Mattscheibe von dem Okular geändert und an einem Maßstabe auf dem Schlitten abgelesen werden.

Die beiden Teile *II* und *III* sind völlig voneinander getrennt je auf einer kräftigen Konsole in die Wand eingelassen (Abb. 176), damit die Aufstellung des Ganzen erschütterungsfrei ist. Die Trennung der beiden Konsole voneinander ist deshalb nötig, damit man beim Arbeiten an der Mattscheibe, beim Einschieben der Kassette usw. an der Einstellung des Mikroskops keine unbeabsichtigte Veränderung hervorbringt.

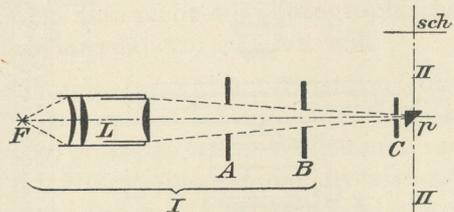


Abb. 177.

# Mikroskopstativ Bauart Martens.

Abb. 178 bis 184.

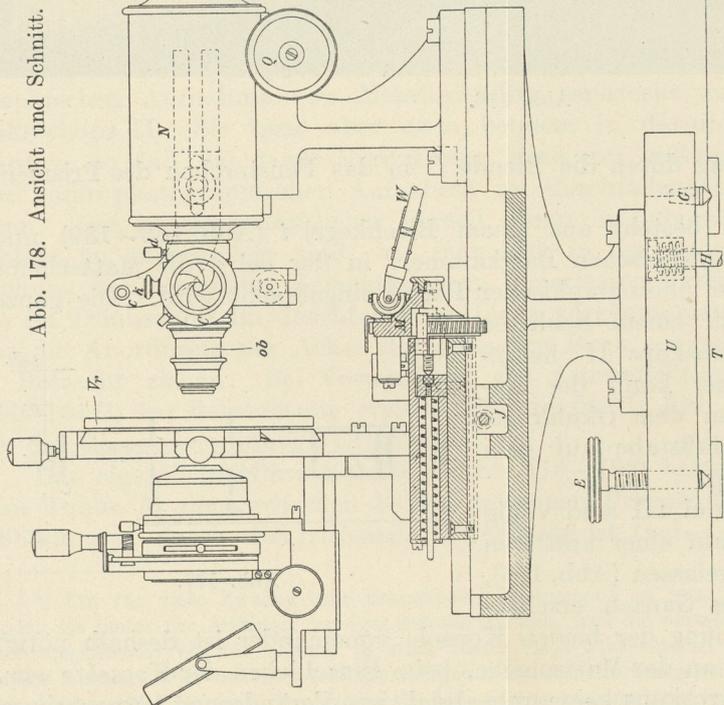


Abb. 178. Ansicht und Schnitt.

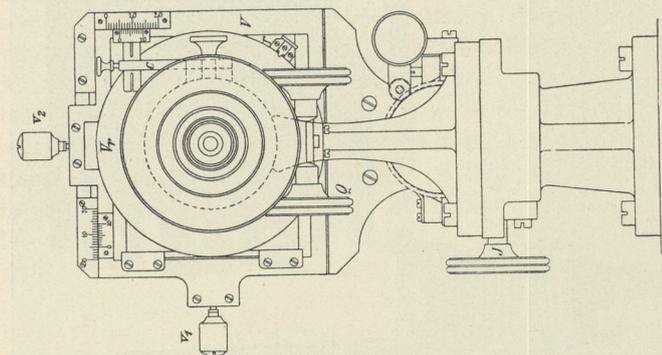


Abb. 180. Ansicht.

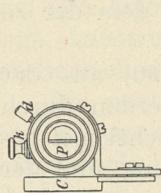


Abb. 182.

Prismenilluminator.

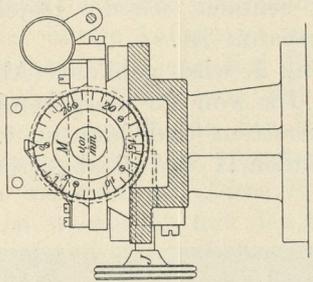


Abb. 181. Schnitt.

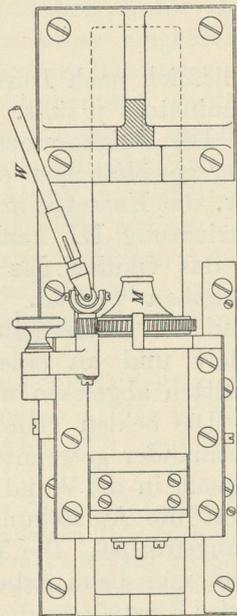


Abb. 179. Grundriß und Schnitt.

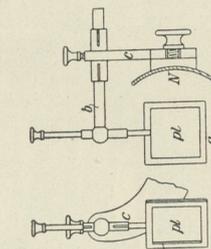


Abb. 183.

Belichtung mit Planparallelglass.

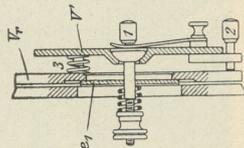
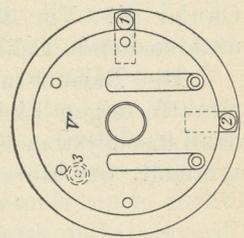


Abb. 184. Einstelltisch.



Der Vorteil dieser Anordnung zeigt sich vorwiegend bei der photographischen Aufnahme mit den stärkst auflösenden Objektiven für Ölimmersion. Die optische Bank I ist auf einem verstellbaren Holztisch befestigt, der einerseits unten an den das Mikroskop II tragenden Tisch mittels Flügelmutter befestigt (Abb. 190) und andererseits durch einen Klappfuß aufgesetzt ist.

**242.** Die besondere Ausführung der einzelnen Teile ergibt sich aus folgendem.

Optische Bank I. Das Licht wird mittels des Wolzschens Brenners *F* (Abb. 186 und 190) erzeugt. Durch eine Stichflamme aus Leuchtgas und gepreßtem Sauerstoff wird ein Stift aus stark gesinterter Magnesia (Strumpfräger für Auerbrenner) zum Weißglühen gebracht. Diese Magnesiastifte sind außerordentlich haltbar und haben sich ausgezeichnet bewährt. Leuchtgas und Sauerstoff werden durch je einen Gummischlauch (*G* und *S* in Abb. 190) zugeführt. Der Sauerstoff wird einer Sauerstoffbombe (Abb. 176) mit Reduzierventil entnommen. Das Licht des glühenden Stifts geht durch das Linsensystem *L*, die Blenden *A* und *B* und dann weiter durch die Blende *C* auf das Prisma des Prismenilluminators *p* (Abb. 177, 178, 182, 185, 186, 190). Die Teile der optischen Bank können auf dieser verschoben und auch nach der Höhe eingestellt werden. Die Irisblenden *A* und *B* können durch Umklappen ausgeschaltet werden, ohne daß man sie fortnehmen muß. Die Sauerstoff- und Leuchtgaszufuhr zum Brenner *F* ist so zu regeln, daß das zischende Geräusch nur ganz schwach wahrnehmbar ist und der kleine blaue Ring der Flamme etwa 5—6 mm vor der Brenneröffnung ruhig stehen bleibt. Da der Magnesiastift absintert und seine Form ändert, so muß man ihn zuweilen kürzen. Die vordere Fläche des Stiftes muß etwas vor der kleinen blauen Ringflamme stehen. Etwaige Lichtfilter *D* (Abb. 190) kann man zwischen den Blenden *A* und *B* auf einem besonderen Träger einschalten. In der Mehrzahl der Fälle erübrigt sich aber die Verwendung von Lichtfiltern.

Der Sauerstoff-Leuchtgasbrenner arbeitet sehr ruhig und bei einigermaßen guter Wartung mit sehr gleichbleibender Lichtstärke. Man kann dann die für die photographischen Aufnahmen erforderlichen Belichtungszeiten für die verschiedenen Kombinationen von Objektiven und Okularen ein für allemal feststellen, und ändert nur dann etwas an diesen Normalbelichtungszeiten, wenn das Objekt ausnahmsweise sehr dunkel oder sehr hell ist.

Man kann auch elektrisches Bogenlicht als Lichtquelle benutzen. Dann muß die zugehörige optische Bank dieser Bogenlampe angepaßt werden. Vollständige Einrichtungen werden hierfür von Zeiß geliefert. Die Bogenlampen haben den Nachteil, daß sie gewöhnlich gerade in dem Augenblick zu regulieren beginnen, wenn man zum Zweck der photographischen Aufnahme belichtet. Dadurch wird die Belichtungsdauer unkontrollierbar beeinflusst. Für die meisten Zwecke ist das Licht der Bogenlampen zu stark, so daß man Lichtfilter lediglich zum Abblenden des Lichtüberschusses anwenden muß, wenn man nicht mit photographischen Augenblicksverschlüssen und sehr kurzen Belichtungsdauern arbeiten will.

Mikroskop II. Das Prisma *p* des Prismenilluminators (Abb. 177) ist am Tubus *N* des Mikroskops befestigt (Abb. 178, 182, 185). Es muß so liegen, daß es von dem von der Lichtquelle *F* ausgehenden Strahlenbüschel getroffen wird. Wollte man nun, wie es sonst üblich ist, die Scharfeinstellung des Mikroskops auf das feststehende Objekt durch Verstellung des Mikroskoptubus in der optischen Achse bewirken, so würde damit auch das Prisma *p* in dieser Achse verschoben werden und somit aus dem von der feststehenden Lichtquelle *F* kommenden Strahlenkegel austreten. Es ist deswegen bei der Einrichtung Vorsorge getroffen, daß, solange Beobachtung und photographische Aufnahme im auffallenden Licht stattfindet, der Tubus *N* des Mikroskops unverstellt bleibt, die Scharfeinstellung vielmehr

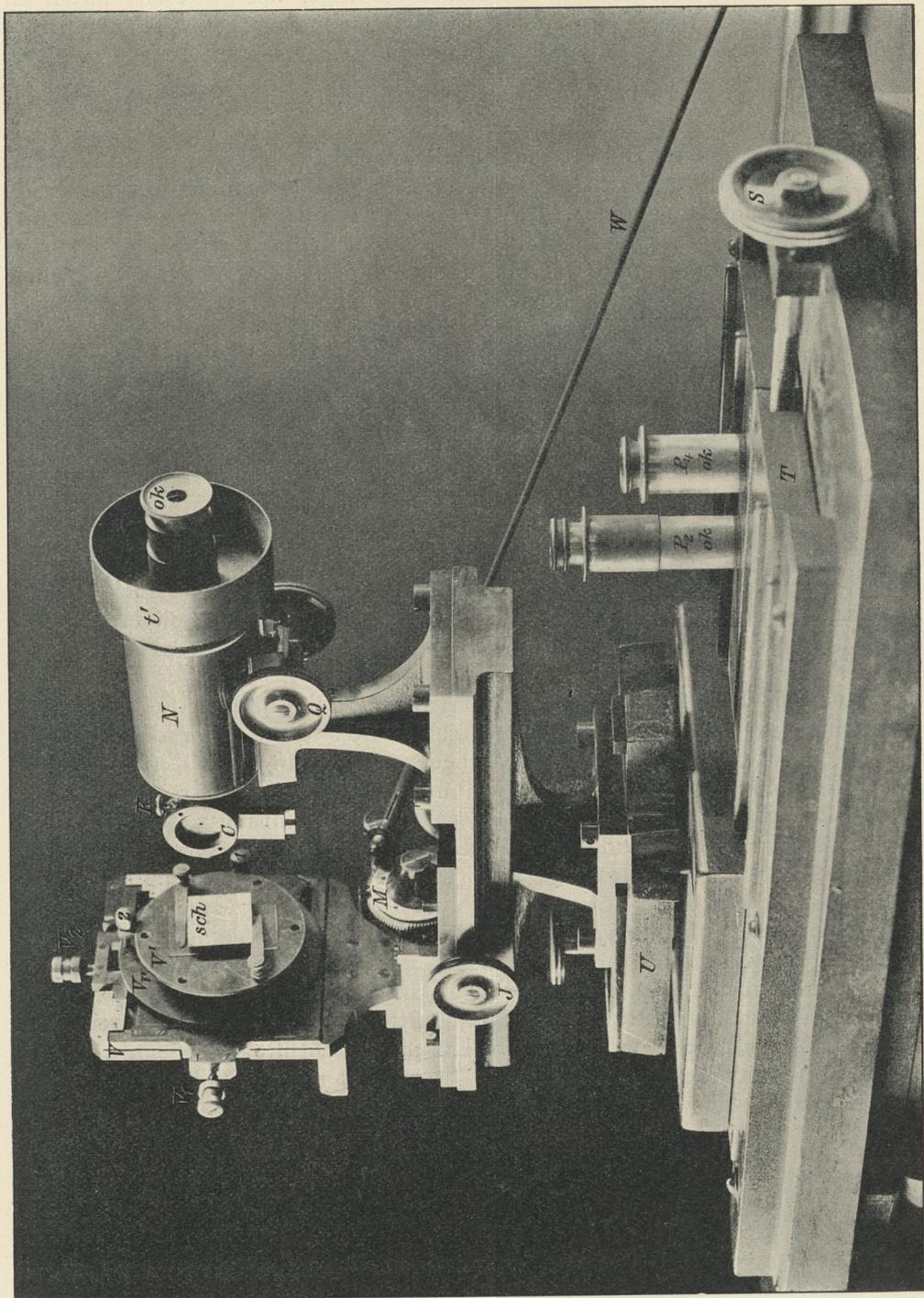


Abb. 185. Mikrophotographischer Apparat Bauart Martens. Ansicht des Mikroskops II.

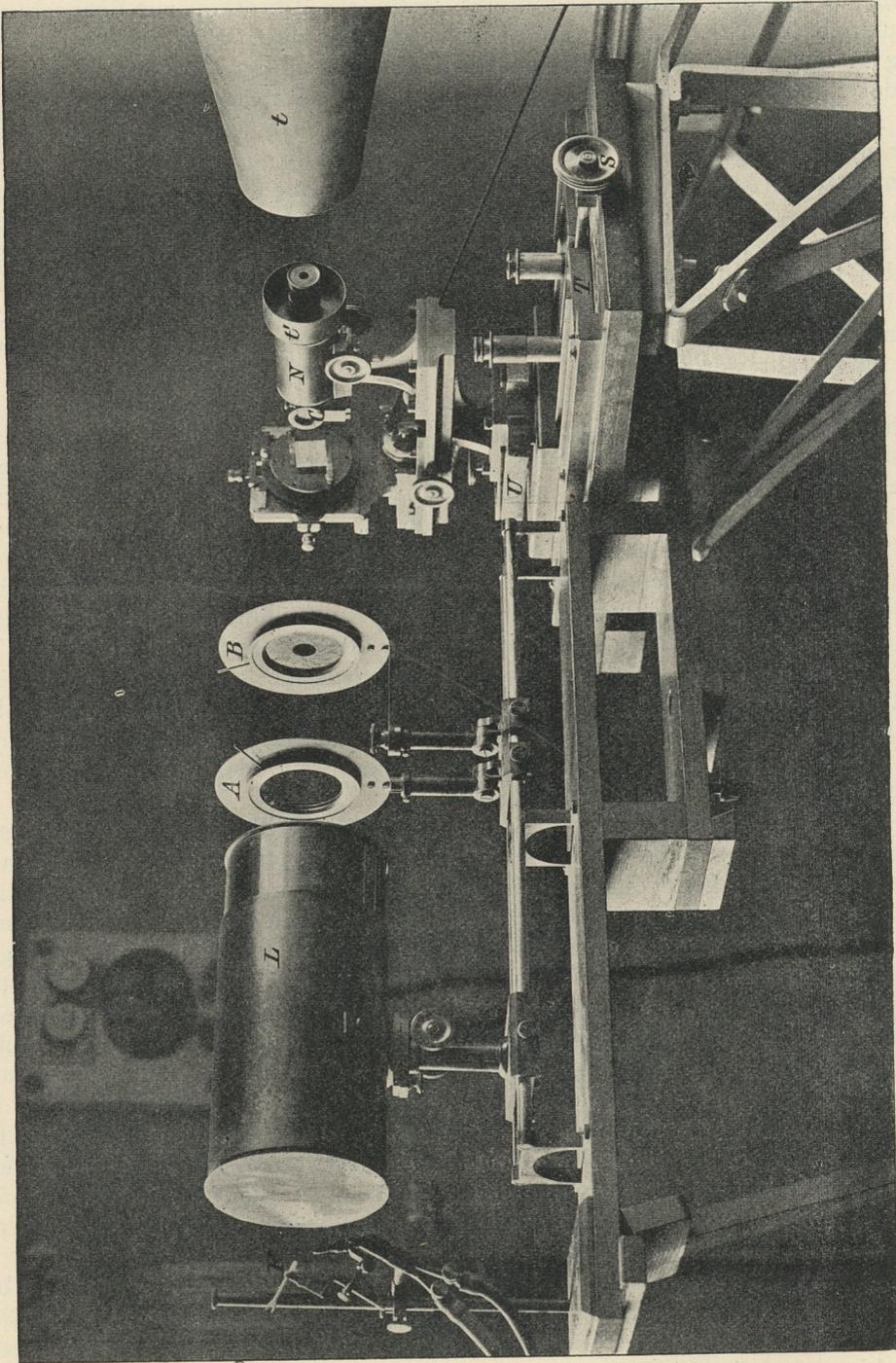


Abb. 186. Mikrophotographischer Apparat Bauart Martens. Ansicht der optischen Bank I und des Mikroskops II.

durch Bewegung des Objektisches  $V$  parallel zur Richtung der optischen Achse geschieht (Abb. 178 bis 181, 185). Nebenbei ist aber auch Verstellung des Tubus vorgesehen. Diese wird nur dann ausgenutzt, wenn das Mikroskop zur Beobachtung und Aufnahme im durchfallenden Licht verwendet wird. Hier erfolgt die Beleuchtung in der Achse des Mikroskops, und die Verstellung des Tubus ändert nichts an der Beleuchtung. Die Verstellung des Tubus geschieht mittels der Schraube  $Q$ .

Das Mikroskop steht auf dem durch Schraube  $S$  (Abb. 185 und 186) in der Richtung der optischen Achse verschiebbaren Schlitten  $T$  und ist auf einer Gußeisenplatte  $U$  (Abb. 178) befestigt, die auf zwei Spitzen  $G$  und einer Stellschraube  $E$  ruht, so daß man die optische Achse des Mikroskops in die Wagerechte, bzw. in die Mitte der Mattscheibe einstellen kann. Durch Schraube  $H$  mit Gegenfeder ist das Instrument vor dem Kippen bei unvorsichtiger Berührung gesichert. Der Tisch  $V$  des Mikroskops ist für sich mit grober Einstellung durch Trieb  $J$  mittels Zahnrad und Zahnstange bewegbar und kann mittels der Mikrometerschraube  $M$  fein eingestellt werden.

Der Objektisch  $V$  und der Tubus  $N$  sind auf gemeinschaftlichem Träger aufgebaut. Der Tisch  $V$  hat die Einrichtungen des Zeißschen photographischen Kreuztischs, der eine am Nonius ablesbare Verschiebung der Tischplatte samt Objekt um 10 mm von oben nach unten mittels der Stellschraube  $v_2$  und von links nach rechts mittels der Stellschraube  $v_1$ , sowie außerdem eine Drehung in ihrer eigenen Ebene gestattet. Die Anfangslage in letzterer Beziehung ist durch den Riegel  $r$  (Abb. 180) gesichert, der in eine Lücke an der Drehplatte  $V_r$  eingreift und gegebenenfalls das Verbleiben der Platte in ihrer Nullstellung gewährleistet. Man kann also das Objekt planmäßig absuchen oder in allen seinen Teilen über einer Fläche von 100 qmm ausmessen oder abbilden und jedesmal mit Hilfe der Nonien die alten Einstellungen wiederfinden. Die runde Tischplatte  $V_r$  hat eine Einlage  $e_1$  (Abb. 184), die eine Öffnung bis zu 33 mm Durchmesser bedeckt. Beim Arbeiten mit durchfallendem Licht wird diese Einlage entfernt oder durch andere mit verschieden großen Öffnungen ersetzt.

**243.** Bei Verwendung der Beleuchtungsarten Abb. 164 B und C ist es notwendig, die Ebene des Objektes (Schliffebene) genau senkrecht zur optischen Achse des Mikroskops einzustellen. Dies ist notwendige Bedingung, wenn man gleichmäßig scharfe Aufnahmen erzielen will. (Schwach seitliche Beleuchtung soll man nicht durch Schrägstellen des Objektes, sondern lediglich durch sehr geringe Drehung des Beleuchtungsprismas  $p$  im Illuminator erzielen.) Zur Einstellung des Objektes senkrecht zur optischen Achse sind mehrfache Vorschläge gemacht worden. Man versucht dem Objekt auf der Rückseite eine zur Schlifffläche parallele Fläche anzuarbeiten, so daß beim Aufrufen dieser Rückfläche auf dem Objektisch  $V$  die Schlifffläche senkrecht zur optischen Achse steht. Dieses Verfahren ist unzweckmäßig. Die Herstellung der parallelen Rückfläche ist kostspielig, da die Arbeit sehr genau ausgeführt werden muß, wenn sie namentlich bei photographischen Aufnahmen mit sehr starken Objektiven genügende Einstellung der Schliffebene gewährleisten soll. Andere Vorschläge gehen darauf hinaus, ein Objekt, das außer der Schliffebene beliebige Begrenzung hat, durch Eindrücken in ein mit plastischer Masse gefülltes Rähmchen derart einzubetten, daß die Schliffebene parallel zur Auflagerfläche des Rähmchens auf dem Objektisch  $V$  liegt. Hierdurch soll der Planparallelismus, den auch der vorhergehende Vorschlag anstrebte, in einfacherer und billigerer Weise erzielt werden.

Auch dieses Mittel versagt, wenn die Schlifffläche nicht eine genaue Ebene ist. Manchmal läßt es sich bei größeren Schliffen ohne unnötigen Zeitaufwand nicht vermeiden, daß die Schlifffläche schwach gewölbt ist. Namentlich an den Schliffändern zeigen sich schwache Abrundungen. Gerade an den Rändern, z. B.

Mikrophotographischer Apparat Bauart Martens.

1/20 d. nat. Gr.

Abb. 187 bis 190.

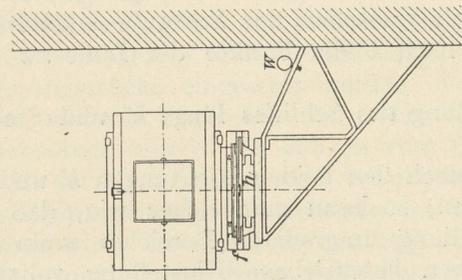


Abb. 189. Ansicht der Kamera.

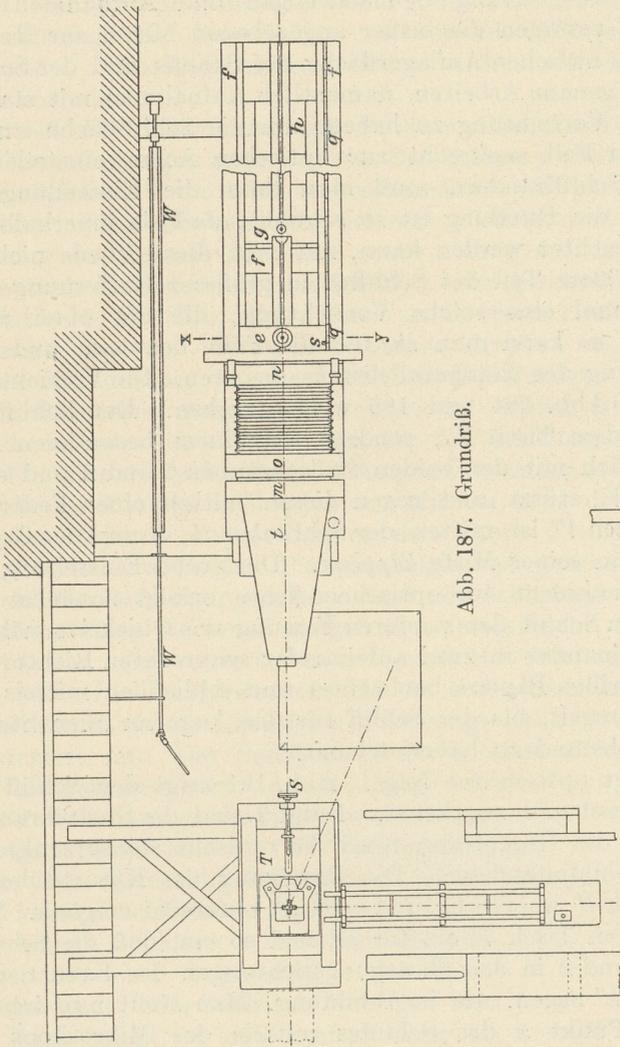


Abb. 187. Grundriß.

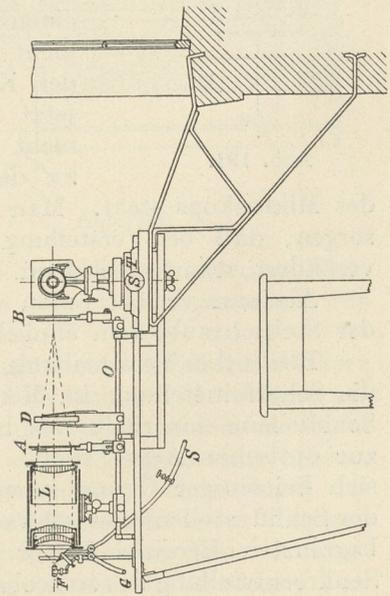


Abb. 190.

Ansicht des Mikroskops und der Beleuchtungsvorrichtung.

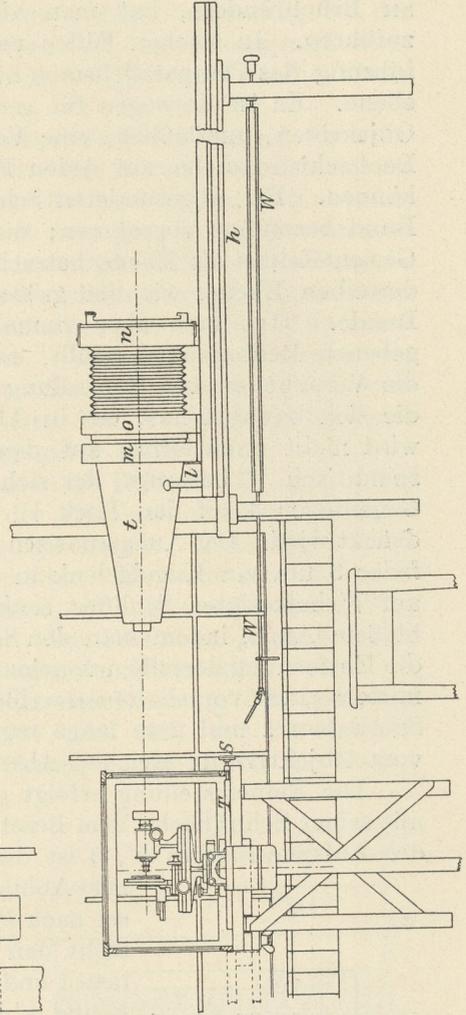


Abb. 188. Ansicht.

an Bruchrändern, hat man aber häufig Beobachtungen und Aufnahmen auszuführen. In solchen Fällen versagen die bisher angegebenen Mittel zur Herbeiführung des Planparallelismus zwischen Auflagerfläche des Schliffs und der Schliifebene. Es ist deswegen für genaue Arbeiten, namentlich Aufnahmen mit starken Objektiven, unerlässlich, eine Vorrichtung zu haben, um die Schliiffläche an der Beobachtungsstelle auf jeden Fall senkrecht zur optischen Achse einstellen zu können. Bei abgerundeten Schliifrändern muß man dann die Einstellung am Rand besonders vornehmen; die Rundung ist so schwach, daß sie innerhalb des Gesichtsfeldes als Ebene betrachtet werden kann, nur liegt diese Ebene nicht in derselben Ebene, wie der größere Teil des Schliffes in größerer Entfernung vom Rande. Hat man aber einmal eine solche Vorrichtung, die die oben angegebenen Bedingungen erfüllt, so kann man sie für alle Fälle benutzen und sich die Vorarbeiten zur Herstellung des Planparallelismus ersparen. Die Vorrichtung, die sich bewährt hat, ist in Abb. 184 und 185 wiedergegeben. Der Schliif *sch* wird nicht unmittelbar auf dem Tisch  $V_r$ , sondern auf einem besonderen Aufspanntisch  $V'$  befestigt, der sich mit den beiden Stellschrauben 1 und 2 und einer Gegenfeder 3 auf den Tisch  $V_r$  stützt und gegen diesen mittels einer Feder gedrückt wird. Der Aufspanntisch  $V'$  ist mittels der Schrauben 1, 2 und der Gegenfeder 3 um ein Kugelgelenk in seiner Mitte kippbar. Die grobe Einstellung des auf  $V'$  befestigten Schliffes senkrecht zur optischen Achse erfolgt zunächst mit bloßem Auge, indem man den Schliif der vorderen Fassung des Objektivs nähert, die Entfernung derselben voneinander in zwei aufeinander senkrechten Richtungen mittels eines vorgehaltenen weißen Papiers beobachtet und schließlich mittels der Schrauben 1 und 2 so lange regelt, bis der Schliif für das Auge an allen Stellen vom Objektivrand gleichen Abstand zu haben scheint.

Die Feineinstellung erfolgt optisch wie folgt. Abb. 191 zeigt den Schliif *sch* mit seiner Schliiffläche dem Beschauer zugekehrt. 1 und 2 sind die Stellschrauben des Aufspanntisches  $V'$ , 3 ist die Gegenfeder,  $o$  sei die optische Achse senkrecht zur Abbildungsebene. Die Bewegung des Kreuztisches  $V$  sei nach  $k'$  wagerecht und nach  $k''$  senkrecht möglich. Man stellt den Tisch  $V'$  ein für allemal so ein, daß die Schrauben 1 und 2 in den Bewegungsrichtungen des Kreuztisches  $k'$  und  $k''$  liegen, wie in Abbildung. Man stellt nun irgendeinen Punkt  $x$  des Schliffes mittels des Mikroskops bei nicht zu schwacher Vergrößerung scharf ein und bewegt den Kreuztisch  $V$  und mit ihm das Objekt längs  $k'$ . Der jetzt unter dem Mikroskop wahrnehmbare Punkt  $x'$  wird nicht mehr scharf erscheinen, wenn die Verbindungslinie  $xx'$  der beiden Punkte nicht senkrecht zur optischen Achse

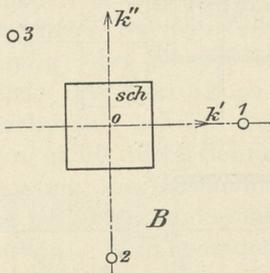


Abb. 191.

des Mikroskops steht. Man hat nun durch Verstellen der Schraube 1 dafür zu sorgen, daß bei Verstellung des Schliffes nach  $k'$  die Punkte der Linie  $xx'$  unverändert scharf erscheinen.

Als dann verfährt man durch Verstellung des Schliffes längs  $k''$  und Stellen der Stellschraube 2 in ähnlicher Weise.

Bleibt bei Verschiebung des Schliffes nach den beiden Richtungen  $k'$  und  $k''$  die Scharfeinstellung im Mikroskop erhalten, so kann man sicher sein, daß die Schliifebene innerhalb des bei der Einstellung umgrenzten Bereiches senkrecht zur optischen Achse steht. Die ganze eben beschriebene Einstellung vollzieht sich bei einiger Übung in viel kürzerer Zeit, als sie sich beschreiben läßt. Ist der Schliif stellenweise schwach abgerundet, so kann man innerhalb eines kleineren begrenzten Bereiches immer noch nach dem angegebenen Verfahren genügende Senkrechtstellung des zu beobachtenden Gesichtsfeldes zur Mikroskopachse bewirken.

Die sorgfältige Senkrechtstellung des Schiffes ist weniger notwendig bei der Beobachtung mit dem Okular, als vor allen Dingen bei der photographischen Aufnahme. Das Auge vermag sich zu akkomodieren, die photographische Platte kann das nicht.

**244.** Die Beleuchtung mit Prismenilluminator wird vorwiegend für stärkere Vergrößerungen angewendet. Das Prisma  $p$  (Abb. 178, 182 und 185) ist mittels des Knöpfchens  $k$  um seine senkrechte Achse (die parallel der brechenden Kante ist) drehbar. Diese Beweglichkeit ist sehr wichtig, weil man gerade durch schwache Drehung des Prismas das Licht etwas schräg auf das Objekt fallen lassen und so namentlich bei reliefpolierten Schiffen sehr plastische Bilder erzeugen kann (siehe Tafelabb. 16, Taf. III). Das Prisma ist in einem Drehstück (wie in Abb. 175) untergebracht, das um die optische Achse drehbar ist. Vor dem Fensterchen des Prismenilluminators ist die Irisblende  $C$  befestigt, die je nach Art der verwendeten Objektive mehr oder weniger zu öffnen ist. Das Vorhandensein dieser Blende ist von hoher Bedeutung für die Erzielung guter Bilder.

Für sehr schwache Vergrößerungen verwendet man die Beleuchtung Abb. 164 B mittels des Planparallelglases. Hierbei wird der Prismenilluminator entfernt und das Objektiv unmittelbar an den Tubus  $N$  angeschraubt. Zwischen Objekt und Objektiv wird das Planparallelglas  $pl$  geschaltet. Es wird am Tubus  $N$  mittels der Befestigungsgabel  $c$  und des Stäbchens  $b$  (Abb. 178, 183) durch Vermittelung eines kleinen Kugelgelenkes festgemacht. Das Plättchen  $pl$  muß genau planparallel sein, sonst treten astigmatische Störungen im Bilde auf.

**245.** Die Balgkammer III ist auf einem in der Richtung der optischen Achse verschiebbaren Schlitten  $f$  befestigt (Abb. 187, 189, 192), der als Rahmen konstruiert ist. Der Schlitten läuft in einer Führung  $h$ , die durch die eiserne Konsole getragen wird. Am Schlitten  $f$  ist vorn ein Stirnbrett  $m$  befestigt, das den kegelförmigen Blechtrichter  $t$  als Verlängerung trägt. Die eigentliche Balgkammer ist auf dem kleinen Schlitten  $e$  angebracht, der in dem langen Schlitten  $f$  läuft und die Führungen für den Balg auszug  $n$  der Mattscheibe trägt. Alle Schlittenführungen sind mit Tuch belegt, so daß sanfter Gang erzielt wird. Sie können durch Schrauben nach erfolgter Einstellung festgeklemmt werden. Die Balgkammer kann für sich um 44 cm ausgezogen werden. Für größere Entfernung der Mattscheibe vom Okular wird Schlitten  $g$  mit  $n$  und  $o$  zurückgezogen, worauf zwischen  $m$  und  $o$  rohrförmige Verlängerungsstücke eingesetzt werden, von denen eins in Abb. 176 auf dem Fußboden stehend abgebildet ist. Man kann auf diese Weise das Instrument für Bildabstände von 70 bis 235 cm vom Okular benutzen.

Es sei hier bemerkt, daß bei photographischen Aufnahmen durch die stärkere Vergrößerung infolge Vermehrung des Bildabstandes vom Okular viel weniger gewonnen wird, als durch Anwendung stärker auflösender Objektive bei mäßigem Bildabstand. Im ersteren Falle bekommt man nur starke Vergrößerung dessen, was das Objektiv leistet. Was das Objektiv nicht herausbringt, kann durch das Okular und die Vergrößerung nicht ersetzt werden. Verwendet man dagegen stark auflösende Objektive, so kann man weitere Einzelheiten in dem zu untersuchenden Objekt erkennen. Unnötige Vergrößerung dieses Bildes durch Ver-

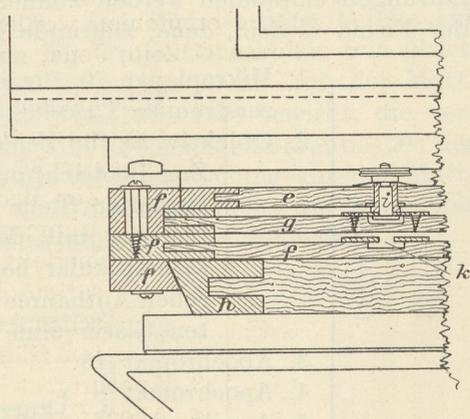


Abb. 192.

mehrung des Bildabstandes hat dann keinen Zweck mehr. Man darf sich also bei den Angaben der Vergrößerung mikrophotographischer Aufnahmen nicht allein durch Zahlen wie 2000 bis 5000fach imponieren lassen. Vergrößerungen zu erzielen hat man beliebig in der Hand durch Vermehrung des Bildabstandes. Ein Gewinn ist hiermit aber nicht verbunden. Es kommt wesentlich darauf an, mit welcher Auflösungskraft das Objektiv arbeitet. Um genügend kräftige Auflösungen zu erhalten, ist man gezwungen, die stärksten Objektivsysteme mit Ölimmersion für die Gefügeuntersuchung mit heranzuziehen.

Der Bildabstand der Mattscheibe kann mit Hilfe der Zentimetereinteilung  $q$  auf dem Längsschlitten und einer Marke  $s$  am Träger der Mattscheibe  $e$  nach Belieben eingestellt werden. In der Mehrzahl der Fälle kommt man mit einem Bildabstand von etwa 90 cm vom Okular aus. Die Lichtbilder in diesem Buch, soweit sie mit dem mikrophotographischen Apparat aufgenommen sind, wurden sämtlich mit diesem Bildabstand erzielt.

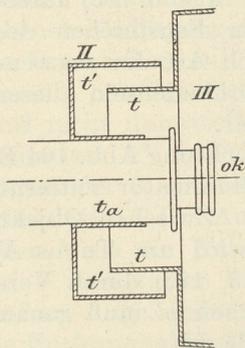


Abb. 193.

Der lichtdichte Verschluss zwischen Mikroskop II und Balgkammer III ist in Abb. 193 gezeigt. Das Trichterende  $t$  tritt einfach in das Kragenstück  $t'$  ein, das über den Tubusauszug  $t_a$  geschoben wird. Hierdurch ist ein sicherer lichtdichter Verschluss hergestellt, ohne daß sich Mikroskop und Kammer berühren. Man kann also alle Arbeiten an der Balgkammer ausführen, ohne befürchten zu müssen, an der Einstellung des Mikroskops irgendetwas störend zu ändern.

**246.** Eine bewährte Auswahl von optischen Gläsern, die für alle Untersuchungen im auffallenden Licht ausreichen, und die auf Grund langjähriger Erfahrungen empfohlen werden können, ist folgende, wobei die Bezeichnungsweise der Firma C. Zeiß, Jena, zugrunde gelegt ist:

- |   |   |   |  |  |
|---|---|---|--|--|
| Objektive   | } | 1. Mikroplanar 70 für schwache Vergrößerungen und Aufnahme im zerstreuten Tageslicht.   |  |  |
|   |   | 2. Objektiv 35 für Beleuchtung mit Prisma oder Planglas.  |  |  |
|   |   | Zur Beobachtung mit dem Auge oder zur Auswahl einer bestimmten Stelle für die Aufnahme kann Objektiv 35 in Verbindung mit dem Sucherokular oder irgendeinem Kompensationsokular benutzt werden. Zum Zweck der photographischen Aufnahme arbeiten die beiden unter 1. und 2. genannten Gläser ohne Okular. |  |  |
|   |   | 3. Apochromat 16.   | } Zur Verwendung ohne Deckglas <sup>2)</sup> ; Beleuchtung mit Prisma. |  |
|   |   | 4. Apochromat 8   |  |  |
|   |   | 5. Apochromat 4   |  |  |
| 6. Apochromat 2 (Apertur 1,3 oder 1,4) für Ölimmersion. Verwendung mit Deckglas <sup>2)</sup> ; Beleuchtung mit Prisma. |   |   |  |  |
| Okulare   | } | 7. Sucherokular   |  |  |
|   |   | 8. Projektionsokulare $P_2$ und $P_4$ .   |  |  |
|   |   | 9. Kompensationsokulare 4 und 12 für Okularbeobachtung.   |  |  |

<sup>1)</sup> Die kurze Konstruktion ist ganz besonders für die Beleuchtung mit dem Prisma abgestimmt. Die entsprechenden Objektive in längerer Fassung, wie sie für die Mikroskopie im durchfallenden Licht benutzt werden, sind für die Prismabeleuchtung nicht verwendbar.

<sup>2)</sup> Bei der Mikroskopie im durchfallenden Licht ist man gewöhnt, das Objekt mit einem dünnen Gläschen (Deckglas) abzudecken, das mit Kanadabalsam aufgekittet wird. Auf Metallschliffe klebt man nur notgedrungen ein Deckglas auf, weil die beklebte Stelle nach Entfernung des Deckglases und des Balsams stets andere Färbung annimmt. Die Verwendung des Deckglases ist nur bei Verwendung von Ölimmersion nicht zu umgehen, sonst wird sie vermieden.

Zur Verwendung des Objektivs Nr. 6 mit Ölimmersion ist folgendes zu bemerken. Der Schliff *sch* (Abb. 194) wird auf den Aufspanntisch *V'* gebracht. Das etwa 0,15 mm dicke Deckgläschen *dg* wird mit einem Tropfen Kanadabalsam be-  
 tupft und mit der mit Balsam versehenen Seite auf den Schliff leicht aufgedrückt, was möglich ist, ohne daß das Objekt aus seiner Lage auf dem Aufspanntisch entfernt zu werden braucht. Das Auftreten von Luftblasen zwischen Objekt und Deckglas ist hierbei nicht zu befürchten, wenn der Kanadabalsam nicht zu dickflüssig gehalten wird. Gegebenenfalls wird er durch etwas Xylol verdünnt. Das Trocknen des Balsams wird nicht abgewartet. Man bringt sogleich auf das Deckglas *dg* ein Tröpfchen Zedernöl *oe* (das Öl bezieht man am besten von der Firma, die das Objektiv geliefert hat, da sein Brechungsexponent auf das Objektiv abgepaßt sein muß. Man darf das Öl nicht zu lange aufbewahren, weil es mit der Zeit einen anderen Brechungsexponenten annimmt, wobei weniger gute Bilder entstehen). Alsdann schiebt man den Objektstisch an das Objektiv heran, so daß der Öltropfen zwischen Deckglas und Objektiv hängt. Man vermeide das Aufbringen zu großer Mengen Öl, weil diese ablaufen. Nach Fertigstellung der Beobachtung oder Aufnahme entfernt man das Deckglas möglichst bald mittels eines in Xylol getauchten weichen Lappchens vom Schliff und reinigt diesen mit Xylol.

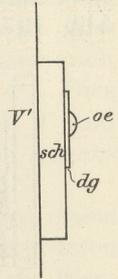


Abb. 194.

Bei der Aufnahme mit Hilfe der Objektive unter Nr. 3—6 und Anwendung des Prismenilluminators verfährt man folgendermaßen. Man stellt die aufzunehmende Stelle mit dem Sucherokular oder dem Kompensationsokular 12 für das Auge ein. Alsdann ersetzt man das Okular durch eins der beiden Projektionsokulare  $P_2$  oder  $P_4$  (Abb. 185), von denen das letztere doppelt so starke Vergrößerung liefert als das erstere, und schiebt die Balgkammer an das Mikroskop bis zum Eintritt des lichtdichten Verschlusses (Abb. 193). Das Bild ist dann bereits auf der Mattscheibe nahezu scharf sichtbar, wenn das Projektionsokular, wie gleich zu beschreiben ist, richtig eingestellt war. Die Scharfeinstellung auf der Mattscheibe wird durch die drehbare Welle *W* (Abb. 185, 187—189) bewirkt, die vermittels Hookschen Gelenkes die Drehung auf die Feineinstellschraube *M* des Objektstisches *V* überträgt. Man kontrolliert die Scharfeinstellung auf der Mattscheibe mit Hilfe einer Lupe. Dann ersetzt man die Mattscheibe durch die mit der photographischen Platte beschickte Kassette und belichtet schließlich.

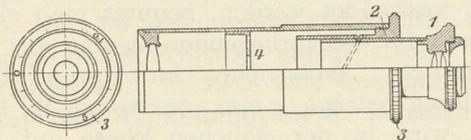


Abb. 195.

Eins der Projektionsokulare ist in Abb. 195 dargestellt. Das Augenende 1 desselben ist mittels einer Schraube von großer Steigung in seiner Fassung 2 verschiebbar. Die jeweilige Stellung ist durch eine Marke auf der Kreisteilung 3 ablesbar. Man hat die Verschiebung des Augenendes so lange zu betätigen, bis der Rand der im Okular angebrachten Blende 4 sich ganz scharf auf der matten Scheibe abbildet. Diese Einstellung ist für gleiche Entfernung der Mattscheibe vom Okular stets wieder dieselbe und man kann daher die Einstellung für verschiedene Plattenabstände ein für allemal durch den Versuch ermitteln. In einer Tabelle gibt man dann zu jeder Stellung der Mattscheibe die zugehörige Stellung der Marke am Auszug des Okulars auf der Kreisteilung an.

Bei photographischen Aufnahmen mit Hilfe der Objektive 1 und 2 der obigen Zusammenstellung arbeitet man ohne Projektionsokular. Das Objektiv 2 wird in der gewöhnlichen Weise an dem nach dem Objekt gekehrten Ende des Mikroskoptubus *N* angeschraubt (Abb. 196). Das Objektiv 1 dagegen wird am Okularende des Tubus *N* mittels eines beigegebenen Kegelstücks *Ks* nach Art der Abb. 197 angebracht. Um die Einstellung des Objektes zu bewirken, legt man

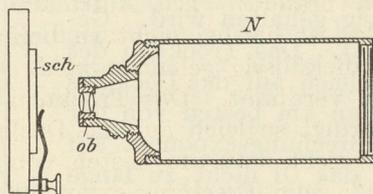


Abb. 196.

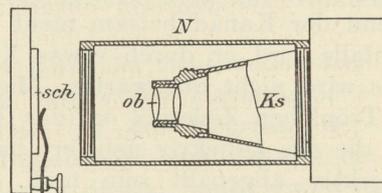


Abb. 197.

eine Schnur über die Grobeinstellschraube *J* des Objektisches, läßt diese über eine höher liegende, in Abb. 176 an dem Wandschrank befestigte Rolle laufen und beschwert die beiden Enden der Schnur unterhalb dieser Rolle mit zwei Gewichten. Die letzteren müssen nahe der Mattscheibe angebracht sein, damit man von hier aus die Einstellung des Objektisches so lange betätigen kann, bis das Bild des Objektes scharf auf der Mattscheibe erscheint.

**247.** Von Wichtigkeit ist die Ermittlung der Vergrößerung der einzelnen Kombinationen von Objektiven und Okularen bei gegebenem Abstand der Mattscheibe vom Okular und bei gegebener Tubuslänge. Ist die Vergrößerung genau bekannt, so kann man auf den fertigen Lichtbildern oder auf der Mattscheibe Messungen ausführen.

Für schwache Vergrößerungen verfährt man so, daß man einen gut geteilten Millimetermaßstab auf dem Objektisch *V* befestigt und ihn mittels der Objektive 1 und 2 auf die Mattscheibe projiziert. Auf dieser stellt man durch Messen mit einem anderen Millimetermaßstab die Abmessungen des Bildes fest. Das Verhältnis der Abmessungen des Bildes zu denen des abgebildeten Maßstabes gibt dann die lineare Vergrößerung. Man ermittelt sie für verschiedene Abstände der Mattscheibe und interpoliert die Zwischenwerte.

Zur Ermittlung der Vergrößerung bei den stärkeren Objektivsystemen, die mit Prismenilluminator verwendet werden, benutzt man ein sogenanntes Objektmikrometer. Dies besteht für die vorliegenden Zwecke aus einer kleinen, polierten Metallscheibe mit eingeritzten Maßstrichen im Abstand von je 0,01 mm. Die gesamte Länge der Teilung beträgt 1 mm, der somit in 100 Teile unterteilt ist. Das Objektmikrometer wird in der üblichen Weise auf dem Aufspanntisch *V'* festgemacht. Mit Hilfe des Prismenilluminators und des Projektionsokulars, für das die Vergrößerung zu bestimmen ist, projiziert man bei bestimmter Tubuslänge des Mikroskops das Bild des Objektmikrometers auf die in gemessenem Abstand vom Okular befindliche Mattscheibe und mißt auf dieser die Größe des Bildes mit einem gewöhnlichen Millimetermaßstab. Auch hier wiederholt man die Arbeit für mehrere Abstände der Mattscheibe vom Okular und interpoliert für die Zwischenstellungen. Die Beobachtungsergebnisse werden in einer Tabelle vereinigt.

**248.** Die Einstellung der gesamten optischen Einrichtung des Mikroskops ist einfach. Man beginnt bei der optischen Bank, bringt den Brenner *F* in Ordnung und regelt den Abstand und den Auszug des Linsensystems *L* so, daß man einen Lichtkegel erhält, der in der Nähe der Blende *C* vor dem Prismenfenster

einen Lichtkreis von etwa 5 mm liefert. Die Höhenstellung des Brenners  $F$ , der Linsen  $L$  und der Blenden  $A$  und  $B$  regelt man so, daß der Mittelpunkt dieses Lichtkreises in derselben wagerechten Ebene liegt wie der Mittelpunkt der Blende  $C$ . Diese Arbeit ist für einen Apparat nur ein einziges Mal zu Anfang auszuführen. Durch Marken an den Höhenstellvorrichtungen bezeichnet man die richtige Stellung und stellt sie durch Klemmschrauben ein für allemal fest. Als dann hat man noch dafür zu sorgen, daß der Mittelpunkt des Lichtkreises auch in derselben senkrechten Ebene liegt, wie der Mittelpunkt der Blende  $C$ . Dies bewirkt man dadurch, daß man mittels der Stellschraube  $S$  den Tisch  $T$  und mit ihm das ganze Mikroskop soweit verschiebt, bis diese Bedingung nach Augenmaß geschätzt erfüllt ist.

Hierauf bringt man auf den Objektstisch ein Objekt auf, dessen vordere ebene Fläche man in der früher angegebenen Weise möglichst parallel zur vorderen Fassung des Objektivs einstellt. Dann engt man den Lichtkegel durch die Blenden  $A$ ,  $B$ ,  $C$  ein und dreht so lange an dem Knöpfchen  $k$  des Prismas, bis das mittels des Okulars gesehene Bild des Objekts symmetrisch zu der senkrechten Mittellinie des Gesichtsfeldes liegt. Durch Drehen des Ringstücks des Prismenilluminators um die optische Achse verstellt man nun das Prisma so, daß das Bild auch symmetrisch zur wagerechten Mittellinie des Gesichtsfeldes erscheint. Damit ist im wesentlichen die Einstellung der ganzen Einrichtung beendet.

**249.** Über die bei der Aufnahme von Lichtbildern auszuführenden photographischen Arbeiten kann hier weggegangen werden, weil man sich hierüber heutzutage auf das leichteste unterrichten kann. Sie sind dieselben wie bei der Makrophotographie.

Die mikroskopischen Gefügebilder erscheinen vielfach in prächtigen Farben. Nach meiner Überzeugung würde eine ganze Reihe von Gefügebildern nach Form und Farbe prächtige Motive für Künstler abgeben. Um die Farben wiederzugeben, hat man verschiedentlich mittels des Lumièreschen Verfahrens Aufnahmen gemacht. Man kann dabei sehr hübsche Wirkungen erzielen; nur kann man leider nur Glaspositive und keine Kopien auf Papier herstellen.

Wie die Abbildungen erkennen lassen, ist es nicht möglich, sehr große Schiffe auf dem Objektstisch des Martensschen Stativs zu befestigen. Falls es daher nach Absuchen eines großen Schiffs mittels der unter 238 und 239 genannten Mikroskope notwendig erscheint, bestimmte Stellen in stärkerer Vergrößerung aufzunehmen, so bleibt nichts anderes übrig, als aus dem großen Schliff einen kleineren Schliff herauszunehmen, der die gewünschte Stelle enthält und diesen kleineren Schliff im mikrographischen Apparat einzuspannen. Dieser Nachteil haftet allen Mikroskopeinrichtungen an. Er ließe sich umgehen, wenn man den Objektstisch  $V$  unmittelbar auf dem Grundschlitten  $T$  befestigt, der in diesem Falle kräftig aus Gußeisen herzustellen wäre. Tisch  $V$  wäre nach Art der Aufspannplatten der Werkzeugmaschinen als Kreuztisch mit Drehteil auszuführen. Auf diesem kräftigen Aufspanntisch, der natürlich alle erforderlichen Einstellungen zulassen müßte, könnte man das Objekt mittels Spannuten und Spanneisen festmachen. Der Spanntisch müßte genügend groß sein, um z. B. Trägerprofile bis zu 200 mm Höhe unzerlegt aufnehmen zu können.

Bei dem Mikroskop nach Le Chatelier (241) wird das Objekt mit der Schlißfläche nach unten über eine Öffnung in der wagerechten oberen Deckplatte des Instrumentes gelegt. Das Bild wird durch ein Prismensystem aus der Richtung senkrecht zum Schliff, in die Richtung parallel zur Schlißebene abgelenkt und im Mikroskop beobachtet.

Ich habe kürzlich bei der Firma Carl Zeiß, Jena, angeregt, diese Bauart umzukehren. Der Schliff wäre dann mit der Schlißfläche nach oben auf einer kräf-

tigen Spannplatte mit Kreuztischbewegung und Drehteil, die sämtliche Einstellungen zuläßt, aufzulegen. Das senkrecht nach oben geworfene Bild wird durch Prisma in die wagerechte Achse des Mikroskops abgelenkt, das von der Spannplatte unabhängig über dieser befestigt ist.

Diese Bauart würde den Vorteil bieten, daß sehr große und schwere Schriffe ohne vorherige Unterteilung unmittelbar beobachtet werden können, und dies ist für die praktische Mikroskopie ein dringendes Bedürfnis.

Hat man photographische Aufnahmen mit kleineren Vergrößerungen herzustellen, so ist dies an sehr großen ungeteilten Schriffen möglich, wenn man sich des Stativs Braus-Drüner mit Greenoughschem Mikroskop und zugehöriger Doppelkamera bedient, vgl. Abb. 198 (C. Zeiß, Jena). Da man für gewöhnlich keine stereoskopischen Bilder braucht, legt man nur eine Platte in die Kasette ein.

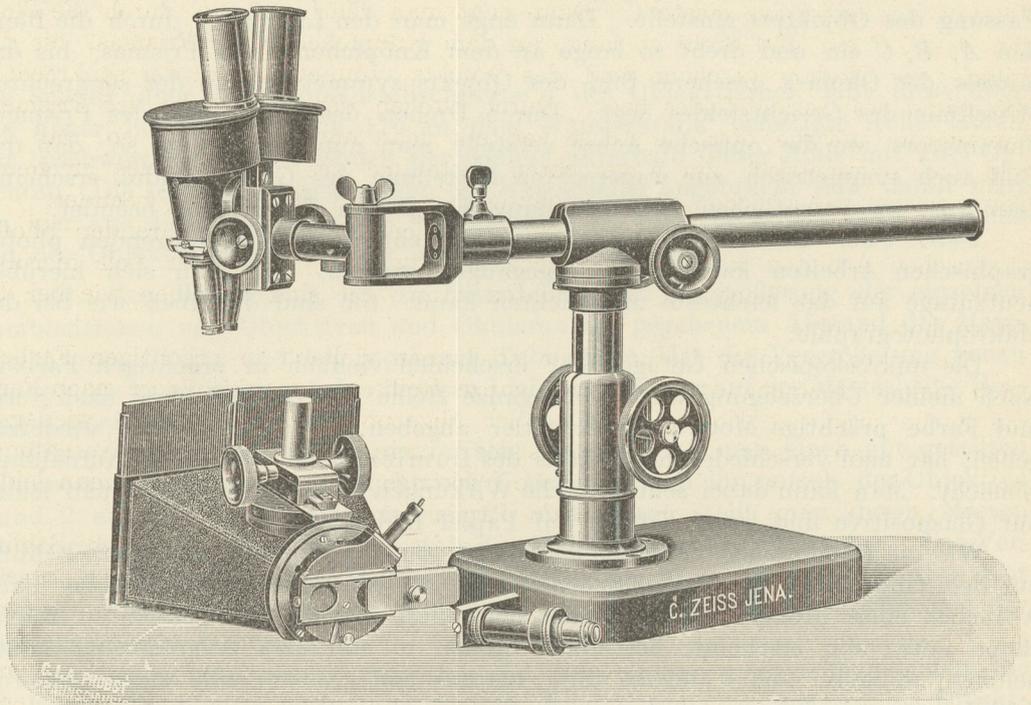


Abb. 198.

250. Im Anschluß an die in 233 besprochenen Kennzeichen zur Unterscheidung von erhabenen und vertieften Gefügebestandteilen soll hier noch auf ein drittes Kennzeichen hingewiesen werden, auf das zuerst Osmond aufmerksam machte. Es ist zwar theoretisch bezüglich seiner Ursachen nicht klar gelegt, ist aber für die praktische Mikroskopie in vielen Fällen von großer Bedeutung. Es liege zum Beispiel ein Schliff mit erhabenen und vertieften Stellen (Abb. 168 a) vor. Nähert man dieses Objekt allmählich dem Objektiv, so wird man in einer bestimmten Stellung im Okular wie auf der Mattscheibe ein Bild erhalten, worin  $t$  verhältnismäßig heller erscheint als  $h$ . Bei weiterem Vorrücken des Objekts werden die Lichtverhältnisse umgekehrt,  $h$  erscheint hell,  $t$  dunkler. Die Helligkeitsunterschiede sind bei Beobachtung mit dem Okular kräftiger als sie sich photographisch wiedergeben lassen. Immerhin zeigen die fünf Spaltbilder in Tafelabb. 17, Taf. III, in 200facher Vergrößerung die Erscheinung ziemlich deutlich. Der mit  $b$  bezeichnete Gefügebestandteil ist der erhabene, der mit  $a$  bezeichnete der

vertiefte. Die Aufnahme geschah mit Achromat 16 und Projektionsokular  $P_4$ . Die einzelnen Bilder wurden bei verschiedenen Entfernungen des Objekts von der Vorderlinse des Objektivs aufgenommen, und zwar war bei Bild  $A$  dieser Abstand am größten, bei  $E$  am kleinsten. In  $A$ ,  $B$ ,  $C$  erscheint der Gefügebestandteil  $a$  gegenüber  $b$  heller, in Bild  $D$  ist die Helligkeit beider Bestandteile nahezu gleich, im Bild  $E$  erscheint  $a$  gegenüber  $b$  dunkler. Die Abbildungen  $C$  und  $E$  sind nahezu Negativ und Positiv zueinander. Der Unterschied in der Stellung des Objekts bei beiden Aufnahmen beträgt 0,0325 mm.

Es ergibt sich danach die Regel, daß der bei der Annäherung des Objekts zuerst hell, dann später dunkel erscheinende Bestandteil der vertiefte ist.

Die Erscheinung muß auch bei der Einstellung auf der Mattscheibe berücksichtigt werden. Wer nicht an die Erscheinung gewöhnt ist, könnte sich z. B. mit einer Einstellung entsprechend dem Bild  $C$  oder  $E$  begnügen. Diese Einstellungen sind aber nicht die, welche das dem Auge gewohnte Bild liefern. Diesem kommt Bild  $D$  am nächsten.

#### 4. Allgemeines über das Gefüge der Metalle und Legierungen.

**251.** Nach dem früher Besprochenen ist zu erwarten, daß unter dem Mikroskop die einzelnen Phasen, aus denen die Legierungen bei Zimmerwärme bestehen, sichtbar sein müssen, soweit nicht etwa die Phasen in so feiner Verteilung auftreten, daß die einzelnen Teilchen jenseits der Auflösungsgrenze unserer stärksten Objektive liegen. Die beiden Begriffe Phase und Gefügebestandteil innerhalb der festen Legierung decken sich aber nicht. Während zum Begriff der Phase die Einheitlichkeit gehört, braucht der Gefügebestandteil nach dem gegenwärtigen Sprachgebrauch nicht notwendigerweise einheitlich zu sein. Man bezeichnet z. B. ein Eutektikum als Gefügebestandteil, obwohl es aus zwei oder mehr einfacheren Grundbestandteilen (Phasen) aufgebaut ist. Tafelabb. 18, Taf. IV, zeigt das Gefüge einer Legierung von Eisen mit 0,5% Kohlenstoff bei 123facher Vergrößerung nach dem Reliefpolieren. Es besteht aus dem helleren Gefügebestandteil  $F$  und dem dunkleren  $P$ . Der letztere ist erhaben, der erstere vertieft. Man darf sich durch den Augenschein nicht täuschen lassen, der den Beobachter zu dem Irrtum verleiten könnte, den helleren Bestandteil  $F$  als erhaben anzusehen. Maßgebend ist die Lage der Licht- und Schattenkanten (233). Das Bild ist so aufgestellt, daß das Licht von links oben einfallend zu denken ist. Bestandteil  $P$  hat die Lichtkanten nach links oben, ist also erhaben gegenüber  $F$ . Der Bestandteil  $F$  ist im wesentlichen Eisen und wird Ferrit, der Bestandteil  $P$  wird Perlit genannt. Betrachtet man das Gefüge bei stärkerer Auflösung, z. B. bei 1650facher Vergrößerung (Tafelabb. 19, Taf. IV), so gibt sich der Perlit  $P$  als ein zusammengesetzter Gefügebestandteil zu erkennen, der aus abwechselnden Lamellen eines weicheren und eines härteren Bestandteils besteht. Die härteren Lamellen sind, wie sich später ergeben wird, Eisenkarbid (Zementit), die weicheren sind derselbe Bestandteil wie der Ferrit. Der Perlit ist somit ein Gemenge zweier Phasen (Ferrit und Karbid). Der Ferrit dagegen ist ein einheitlicher Gefügebestandteil und zugleich eine Phase.

Wir haben sonach zu unterscheiden zwischen einheitlichen Gefügebestandteilen, die gleichbedeutend sind mit Phasen, soweit sie einem vollständigen Gleichgewicht entsprechen (also nicht etwa einem metastabilen oder einem unvollkommenen Gleichgewicht), und zusammengesetzten Gefügebestandteilen, die ein Gemenge aus zwei oder mehreren einheitlichen Gefügebestandteilen (Phasen)

bilden. Nach dem Vorschlage von Howe und Sauveur, der vom internationalen Verband für die Materialprüfungen der Technik 1909 in Kopenhagen angenommen wurde, bezeichnet man die einheitlichen Gefügebestandteile auch als Metarale, die zusammengesetzten als Aggregate.

Tafelabb. 6, Taf. I, (vgl. 136) zeigt eine Bronze mit 12% Zinn und 88% Kupfer in 365facher Vergrößerung nach dem Anlassen. Der Bestandteil *S* ist einheitlich und entspricht einer einzigen Phase. In ihm liegt ein zusammengesetzter Bestandteil, ein Eutektikum, das aus mehreren einfachen Bestandteilen aufgebaut ist. Der Bestandteil *K* ist, wie früher (136) besprochen, das Ergebnis eines unvollkommenen Gleichgewichts. Er ist im dunklen Kern kupferreicher als nach dem hellen Umfang zu. Man könnte bei oberflächlicher Untersuchung zu dem Schluß kommen, daß der Bestandteil *K* zwei Phasen bzw. zwei einheitlichen Gefügebestandteilen entspricht, was aber nicht der Fall ist. Denn wenn die Bronze genügend langsam abgekühlt wird, so erscheint *K* ganz einheitlich und entspricht einer einzigen Phase.

252. Das Gefüge der reinen Metalle zeigt eine gewisse Ähnlichkeit mit dem des Marmors. Letzterer besteht aus kleinen Kalkspatkörnchen, deren Umgrenzung meist unregelmäßig ist, deren Masse jedoch alle wesentlichen Eigenschaften von Kristallen mit Ausnahme der gesetzmäßigen Umgrenzung aufweist. Reines Kupfer besteht aus kleinen Körnchen von Kupfer, reines Eisen aus lauter kleinen Eisenkörnchen (als Ferritkörnchen bezeichnet). Die Körnchen sind meist mikroskopisch klein, in einzelnen Fällen sind sie auch dem unbewaffneten Auge erkennbar. Vgl. z. B. Tafelabb. 20, Taf. IV, ein Marmorschleiff in 123facher Vergrößerung nach Ätzung mit verdünnter Salzsäure, Tafelabb. 21, Taf. IV, das einem kohlenstoffarmen Flußeisen mit 0,05% Kohlentstoff nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid bei 365facher Vergrößerung entspricht, ferner Tafelabb. 22, Taf. IV, kaltgezogener Kupferdraht bei 500 C° gegläht in 365facher Vergrößerung nach Ätzen mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid, und schließlich Tafelabb. 23, Taf. IV, ein elektrolytisch niedergeschlagenes Kupfer in 365facher Vergrößerung nach Ätzung mit demselben Ätzmittel.

Bisher ist bei der Besprechung der *c, t*-Bilder stets von Kristallisation beim Übergang aus dem flüssigen in den festen, oder aus einem festen in einen anderen festen Aggregatzustand gesprochen worden. Demnach wäre zu erwarten, daß die einzelnen Körner, aus denen die reinen Metalle aufgebaut sind, denselben Aufbau wie Kristalle haben. Dieser Schluß erscheint befremdlich, wenn man die Gefügebilder betrachtet, bei denen, von wenigen Ausnahmen abgesehen, Körner mit ganz unregelmäßiger Umgrenzung aneinander stoßen, denen das, was man sonst an Kristallen zu sehen gewohnt ist, nämlich die geometrisch regelmäßigen Begrenzungsflächen, abgeht. Die Flächen, in denen sich die einzelnen Körner berühren, sind regellos. Es ist aber dabei zu bedenken, daß die Begrenzung durch ebene Flächen, die bestimmte Winkel miteinander bilden, und wie sie bei den vollkommen ausgebildeten Kristallen auftreten, nicht der alleinige Ausdruck für das Wesen des kristallisierten Stoffes, sondern nur eine Folge eines gesetzmäßigen inneren Aufbaues dieses Stoffes ist. Bei der Kristallisation setzen sich Massenteilchen an einen vorhandenen Kern mit verschiedener Geschwindigkeit in verschiedenen Richtungen an. Die Wachstumsgeschwindigkeiten auf den einzelnen von dem Kern ausgehenden Richtungen sind durch ein dem betreffenden kristallisierenden Stoffe eigenes Gesetz miteinander verknüpft. Solange das Wachstum des kristallisierenden Stoffes ungestört ist, wird er in Befolgung dieses Gesetzes einen von ebenen Flächen mit unveränderlichen Winkeln umgrenzten Kristall bilden. Sobald aber das Wachstum von mehreren Kernen ausgeht und die im Werden begriffenen Kristalle sich gegenseitig im Wachstum behindern, so

kommen Körner mit unregelmäßigen Begrenzungsflächen zustande, die wir als Kristallkörner bezeichnen wollen. Der gesetzmäßige Aufbau des kristallisierenden Stoffes hat noch andere Eigentümlichkeiten zur Folge: Vor allen Dingen verschiedenes optisches Verhalten und verschiedenen Zusammenhalt der Teilchen nach verschiedenen Richtungen (Richtungen geringsten Zusammenhangs, nach denen der Stoff spaltet oder sich leichter verschieben läßt, verschiedene Härte in verschiedenen Richtungen). Alle diese Gesetzmäßigkeiten bedingen den Unterschied des kristallisierten Stoffes von dem amorphen. Werden sie beobachtet, so sind sie ein Kennzeichen dafür, daß der Stoff kristallisiert ist, selbst wenn seine äußeren Umgrenzungsflächen willkürlich sind. Analog der verschiedenen Wachstumsgeschwindigkeit des kristallisierenden Stoffes nach verschiedenen Richtungen ist auch verschiedene Auflösungsgeschwindigkeit nach verschiedenen Richtungen zu beobachten.

Bei den Körnern, die den Marmor aufbauen, dient die Spaltbarkeit der einzelnen Körner nach kristallographisch bestimmten Richtungen als Kennzeichen dafür, daß wir es mit Kristallkörnern zu tun haben. (Man würde auch auf optischem Wege wesentliche Kennzeichen finden, auf die hier nicht näher eingegangen werden soll, da zu ihrer Beobachtung genügende Lichtdurchlässigkeit Grundbedingung ist, diese aber bei den metallischen Stoffen fehlt.) Spaltbarkeit kann man auch bei verschiedenen Metallen in ausgeprägtem Maße beobachten, z. B. bei Antimon, Wismut usw. In geringerem Maße ist sie auch bei Eisen vorhanden. In vielen Fällen ist sie aber bei metallischen Stoffen so undeutlich, daß wir sie als Kennzeichen dafür, ob die Körner kristallisiert sind oder nicht, unmöglich verwenden können. Dafür bietet aber die verschiedene Auflösungsgeschwindigkeit nach verschiedenen Richtungen einen Ersatz.

253. Ätzt man z. B. einen Kalkspatkristall von der in Abb. 199 dargestellten Art in verdünnter Salzsäure, so zeigen sich seine Flächen mit geometrisch regelmäßigen, meist vertieften mikroskopisch kleinen Figürchen, den sogenannten Ätzfiguren bedeckt. Vielfach reihen sich die Ätzfiguren ohne Unterbrechung aneinander und bilden eine Art Gefüge, das ich als Ätzgefüge bezeichnen will. Auf den kristallographisch verschiedenen Flächen ist das Ätzgefüge verschieden, wie es die Tafelabb. 24 (Vergr. 123fach) und 25, Taf. V (Vergr. 665fach) erkennen lassen. Tafelabb. 24 gibt das Ätzgefüge der rhomboedrischen Spaltungsfläche *R* und Tafelabb. 25 das sehr regelmäßige Ätzgefüge auf der Säulenfläche *c* wieder. Die Ätzfiguren erscheinen nicht nur auf den Kristallflächen, sondern auch auf Spaltflächen und auf irgendwie durch den Kristall gelegten Schnittflächen. Für das Studium der Ätzfiguren an Mineralien sind die Veröffentlichungen von Baumhauer grundlegend gewesen. Danach hat sich ergeben, daß auf allen kristallographisch gleichwertigen Flächen das Ätzgefüge das gleiche ist, d. h. daß die einzelnen Ätzfiguren gleiche Gestalt, parallele Lage und auch gleiche Orientierung zur Fläche selbst besitzen. Auf kristallographisch verschiedenen Flächen ist dagegen das Ätzgefüge verschieden. Die Größe der Ätzfiguren, ja selbst ihre Gestalt kann bei Anwendung verschiedener Ätzmittel und verschiedener Dauer der Ätzung wechseln. Daraus folgt, daß die Ätzfiguren nicht etwa den Kristallelementen entsprechen, aus denen man sich die Kristalle aufgebaut denkt, sonst würde dieser Wechsel nicht möglich sein. Die Ätzfiguren entstehen infolge der verschiedenen großen Auflösungsgeschwindigkeit des kristallisierten Stoffes in kristallographisch verschiedenen Richtungen. Das Auftreten regelmäßig begrenzter Ätzfiguren ist ausschließlich auf kristallisierte Körper beschränkt und an amorphen nicht möglich. Ihr Erscheinen ist gebunden an eine nur in den kristallisierten Stoffen vorhandene gesetzmäßige Verkettung



Abb. 199.

der kleinsten Teilchen. Ist man imstande, auf den durch eine Schlieffläche erzeugten Schnittflächen der einzelnen Körner eines metallischen Stoffes solche gesetzmäßige Ätzfiguren zu erzeugen, so ist damit festgestellt, daß diese Körner den gleichen inneren Aufbau haben wie Kristalle.

Ätzfiguren auf Metallschliffen waren bereits von Andrews ( $L_3$  9), Martens ( $L_3$  10), Osmond ( $L_3$  11) beobachtet worden, später von Stead ( $L_3$  12), ohne daß man sich über die Natur derselben vollkommen klar geworden war. Heyn ( $L_3$  13) wies dann auf die Identität dieser Erscheinung mit den Ätzfiguren der Mineralogen hin, benutzte sie zum Nachweis, daß die Körner in den Metallen den Aufbau von Kristallen haben und zeigte ihre Verwendbarkeit für die Gefügeuntersuchung.

Wohl ausgebildete Ätzfiguren erhält man auf Kupfer nach Ätzung mit Salpetersäure oder ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid, auf Eisen mit Salpetersäure 1:5 oder mit wässriger Kupferammoniumchloridlösung. Der Erfolg ist veranschaulicht in den Tafelabb. 26 und 27, Taf. V, beide in 1650facher Vergrößerung. Das erstere zeigt die gut ausgebildeten quadratischen Ätzfiguren auf der Schlieffläche eines Kupferkorns (Ätzung  $K/am$ )<sup>1)</sup>. Tafelabb. 27 zeigt in dem Korn links unten ebenfalls quadratische Ätzfiguren. Das Bild ist von einem mit Kupferammoniumchlorid geätzten Querschliff durch einen Thomasflußeisenblock entnommen.

Als weitere Hilfsmittel zur Kennzeichnung des kristallisierten Aufbaus der Körner in Metallen sind dann später die Translationsstreifen (267) und die Druckfiguren (Osmond und Cartaud,  $L_3$  14) verwendet worden.

Ist einmal festgelegt, daß die einzelnen Körner, aus denen sich reine Metalle aufbauen, zu den Kristallen zu rechnen sind, so können wir uns auch ein kristallographisches Achsenkreuz in die Körner hineingelegt denken. Sind die Körner, wie dies meist der Fall ist, wirr durcheinander gelagert, so wird das gedachte Achsenkreuz in den benachbarten Körnern die verschiedensten Lagen zur Schlieffläche haben. Es muß dann nach dem Gesagten auch das Ätzgefüge in den benachbarten Körnern wechseln, wie aus Tafelabb. 27, Taf. V, hervorgeht. Hierin sind drei helle Eisenkörner zum Teil abgebildet. Die Ätzfiguren in dem Korn links unten sind, wie bereits erwähnt, quadratische Vertiefungen. In dem mittleren Korn erscheinen die Ätzfiguren so, als ob leichte Eindrücke mit einer Würfelkante hervorgebracht wären. In dem dritten Korn rechts oben ist das Ätzgefüge weniger klar ausgeprägt. Jedenfalls ist das Ätzgefüge in den drei Körnern deutlich verschieden. Dieser Umstand ist nutzbringend zu verwenden, um die Grenzen zwischen benachbarten Körnern mit Sicherheit zu finden. Es gibt viele Fälle, bei denen die Spuren der Begrenzungsflächen der einzelnen benachbarten Körner durchaus nicht so deutlich ausgebildet sind, daß man die Grenzlinien im Schliff ohne Zuhilfenahme des Ätzgefüges erkennen könnte. Bei allen Untersuchungen über die Größe der Körner und ihre Abhängigkeit von der Vorbehandlung des Materials ist die sichere Ermittlung der Korngrenzen Grundbedingung. Untersuchungen, die zur Ermittlung der Grenzen nur den äußeren Augenschein, der in der Regel täuscht, heranziehen, ohne auf Grund der Ätzfiguren oder der Translationsstreifen (267) die Korngrenzen sicher zu ermitteln, haben keinen Anspruch auf Zuverlässigkeit.

Vielfach erscheinen die einzelnen Kristallkörner, wenn auf ihnen durch Ätzmittel das Ätzgefüge entwickelt ist, unter dem Mikroskop in senkrechter Beleuchtung verschieden hell, zuweilen sogar ganz dunkel. Die Ursache hierfür liegt in der Orientierung und der Größe der einzelnen das Ätzgefüge bildenden Ätzfiguren. Abb. 200 zeigt schematisch einen Schnitt senkrecht zur geätzten

<sup>1)</sup> Vgl. 235.

Schliffebene. In den beiden benachbarten Körnern  $K_1$  und  $K_2$  ist im allgemeinen das Ätzgefüge je nach der Lage der Kristallachsen der Körner zur Schlieffläche  $SS$  verschieden. Im Korn  $K_1$  wird dann beispielsweise, wenn das Ätzgefüge das gezeichnete Aussehen hat, das senkrecht zu  $SS$  einfallende Licht senkrecht wieder zurückgeworfen, und es gelangt in die Achse des Mikroskops. Das Korn  $K_1$  wird daher hell erscheinen. Im Korn  $K_2$  dagegen liegen die reflektierenden Flächen der Ätzfiguren ungünstiger gegen den einfallenden Lichtstrahl  $e$ . Die zurückgeworfenen Lichtstrahlen  $a$  gelangen nicht in das Objektiv. Das Korn wird dunkel erscheinen. Durch Interferenz der austretenden Lichtstrahlen können sogar Farbenerscheinungen auftreten. Man sieht z. B. im Eisen vielfach Eisenkörner von gelblicher, bräunlicher, ja sogar fast schwarzer Färbung. Bei stärkster Auflösung verschwindet die Färbung und man erkennt in dem Ätzgefüge ihre Ursache. Tafelabb. 20, 21 und 23, Taf. IV, lassen verschieden dunkelgefärbte Körner nebeneinander erkennen.

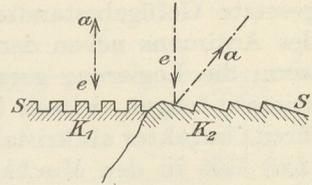


Abb. 200.

Man darf sonach nicht in den Fehler verfallen, verschieden gefärbte Körner ohne weiteres als verschiedene Gefügebestandteile anzusehen.

Sehr häufig erscheinen Gruppen von benachbarten Körnern in nahezu gleicher Helligkeit und Färbung, so daß es bei schwacher Vergrößerung, bei der das Ätzgefüge noch nicht aufgelöst ist, scheinen könnte, als ob diese Gruppe ein einziges Korn bildete. Man muß deswegen, wie schon oben angegeben, mit der Auflösung mittels des Mikroskops so weit gehen, daß das Ätzgefüge deutlich erkennbar wird, und mittels des Ätzgefüges die Körner abgrenzen.

Läßt man das Licht schräg auf die Schlieffläche fallen, so werden einige Körner wegen der günstigen Lage ihrer Ätzfiguren das Licht in das Mikroskop reflektieren und hell erscheinen, während andere dunkel bleiben, da sie kein Licht in das Objektiv gelangen lassen. Dreht man den Schliff um die Mikroskopachse, so ändern sich die Verhältnisse. Körner, die früher dunkel erschienen, können jetzt, wenn die Lage ihrer Ätzfiguren günstiger wird, das Licht in das Mikroskop senden, während andere früher hell erscheinende Körper jetzt die Lichtstrahlen seitwärts ablenken und dunkel werden. Beim Drehen der Schlieffläche blitzen somit einzelne Körner hell auf, andere werden dunkel. Die Helligkeit der einzelnen Körner wechselt während einer Umdrehung (Roberts-Austen und Osmond,  $L_3$  11, und Stead,  $L_3$  12).

Durch die Feststellung, daß die reinen Metalle aus einzelnen Kristallkörnern des betreffenden Metalles bestehen, ist nicht nur einer wissenschaftlichen Liebhaberei gedient. Sie ist von weittragender Bedeutung für unsere Anschauungen über das Wesen der Metalle und Legierungen und über deren Verhalten unter verschiedenen Verhältnissen. Der dadurch bedingten Auffassung muß auch in der Festigkeitslehre Rechnung getragen werden. Es wird eine Aufgabe dieser Wissenschaft für die Zukunft sein, die Gesetze der Formänderung von Kristallaggregaten infolge Beanspruchung durch äußere Kräfte festzulegen.

**254.** Erstarren die Legierungen zu einheitlichen Mischkristallen und treten während der Abkühlung bis zu Zimmerwärme keine weiteren Umwandlungen ein, so sind sie ebenfalls aus lauter kleinen Kristallkörnern aufgebaut, die von Korn zu Korn und innerhalb jedes Kornes gleiche Zusammensetzung haben, vorausgesetzt, daß vollkommenes Gleichgewicht erreicht ist. Als Beispiel sei verwiesen auf Tafelabb. 28, Taf. V, die das Gefüge von Messing bei 350facher Vergrößerung darstellt. Die Zusammensetzung der Legierung ist: Kupfer 73 %, Zink 27 %.

Erstarren dagegen die Legierungen zu mehreren Kristallarten, wie z. B. die Legierungen von Blei und Antimon, so zeigen sich diese auch im Gefüge der erkalteten Legierung. Vgl. hierzu Tafelabb. 1—4, Taf. I, und die Erläuterung in 19. Die Legierungen bestehen aus Kristallkörnern des Bleis, zwischen die der zusammengesetzte Gefügebestandteil, das Eutektikum, eingelagert ist, oder aus Körnern des Antimons neben dem Eutektikum, oder ausschließlich aus dem Eutektikum, wenn die Legierung gerade die eutektische Zusammensetzung hat. Die Antimonkristalle zeigen vielfach bereits äußerlich an der nahezu regelmäßigen Umgrenzung ihren Charakter als kristallisierter Stoff. Die in Tafelabb. 6, Taf. I, abgebildete Bronze (250) läßt in den Mischkristallen *K* nach Ätzung mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid an der Hand der Ätzfiguren erkennen, daß der die Mischkristalle aufbauende Stoff den inneren Aufbau von Kristallen besitzt, daß also der Name Mischkristalle gerechtfertigt ist. Tafelabb. 29, Taf. V, zeigt in 1650facher Vergrößerung die Ätzfiguren innerhalb solcher Mischkristalle *K*. Die Tafelabbildung entspricht zwar nicht derselben Bronze wie Tafelabb. 6, sondern einer Legierung von 5% Zinn, 8% Zink, Rest Kupfer. Das Gefüge ist aber ganz ähnlich.

## 5. Gefügebildung bei der Erstarrung und Abkühlung, bei der Wiedererhitzung und Abkühlung bzw. Abschreckung.

255. Der Aufbau eines Metalls oder einer Legierung, wie er sich während der Erstarrung vollzieht, ist von großem Einfluß auf das spätere Verhalten des Materials bei der Verwendung. Man kann die Erstarrung gewissermaßen mit der Geburt des Metalls oder der Legierung vergleichen. Fehler, die sich bei der Erstarrung des Materials einstellen, und die man als Geburtsfehler bezeichnen könnte, lassen sich teilweise durch die auf die Erstarrung folgende Nachbehandlung beseitigen oder mildern, zum Teil ziehen sie sich aber auch mit schädlichen Wirkungen durch das ganze spätere Leben des metallischen Stoffes hindurch, bis er wieder zum Umschmelzen gelangt und erforderlichenfalls einer geeigneten heilenden Behandlung beim Schmelzen unterworfen wird, was eine Neugeburt zur Folge hat.

Solche Geburtsfehler sind z. B. die Seigerung, Einschlüsse von Fremdkörpern (Gasblasen, oxydische und sulfidische Einlagerungen), ferner Hohlräume im Innern des Gusses, Entstehung von Flächen geringsten Widerstandes innerhalb der erstarrten Masse usw. Auf die Wirkung dieser Einflüsse wird noch später zurückzukommen sein.

Als nahezu unheilbarer Geburtsfehler zeigt sich die Seigerung (141—144). So ist z. B. der Fehler, welcher der in Tafelabb. 5, Taf. I, abgebildeten Blei-Antimon-Legierung anhaftet, nicht zu beseitigen, es sei denn, daß man die Legierung umschmilzt und durch raschere Abkühlung den Eintritt der Seigerung verhindert. Seigerungen in großen Flußstahlblöcken bleiben in den durch Schmieden oder Walzen daraus hergestellten Fertigerzeugnissen unverändert erhalten, selbst wenn die Verarbeitung bis herunter zu dünnem Draht erfolgt.

256. Der Erstarrung unmittelbar vorherzugehen scheint in der flüssigen Masse des Metalls oder der Legierung zunächst eine Art Zellenbildung, ähnlich wie sie bei amorphen Stoffen, wie Gelatine, Leim u. dgl., zu sehen ist. So stellt z. B. Tafelabb. 30, Taf. VI, (entlehnt der Arbeit von Osmond und Cartaud, *L<sub>3</sub> 15*) eine dünne Schicht eines amorphen Stoffes, z. B. flüssigen Walrats dar, die sich auf einer erwärmten Platte ausgebreitet hat, und deren freie Oberfläche mit der kälteren Luft in Berührung steht. Durch Bénard (*L<sub>3</sub> 16*) ist bewiesen, daß sich in einem solchen Falle die Schicht in ein System von Zellen zerteilt, in deren

jeder ein Wirbelstrom nach Art der Abb. 201 entsteht. In der Achse jeder Zelle ist die Flüssigkeit in Ruhe. Bringt man in die Flüssigkeit einen staubförmigen blättchenartigen Stoff und betrachtet die Flüssigkeitsschicht von der freien mit der Luft in Berührung stehenden Oberfläche 22 her, so werden die Blättchen in den wagerechten Zweigen der Wirbel mit ihrer breiten Fläche nach oben liegen und daher das Licht reflektieren, in den senkrecht abfallenden Teilen der Wirbel werden dagegen ihre breiten Flächen senkrecht gestellt, so daß wenig Licht reflektiert wird. Infolgedessen erscheinen die Zellen am Umfang dunkel, zwischen Umfang und Mitte hell, in der Mitte dunkel wie in Tafelabb. 30, Taf. VI. Die Zellen bilden sechsseitige Prismen, wenn der Beharrungszustand in der Temperaturverteilung eingetreten ist. Die Dicke dieser Säulen ist von derselben Größenordnung wie die Dicke der Flüssigkeitsschicht. Cartaud ( $L_3 17$ ) versuchte in flüssigen Metallschichten die Zellenbildung dadurch festzuhalten, daß er leichtflüssige Metalle, wie Blei, Zink usw., über eine geneigte Glasfläche goß. Er hoffte, daß dann die der Erstarrung vorausgehende Zellenbildung durch die plötzliche Erstarrung noch an der Oberfläche sichtbar festgehalten würde, und diese Erwartung hat sich bestätigt, wie z. B. Tafelabb. 31, Taf. VI, in 300facher Vergrößerung für in der angegebenen Weise behandeltes Blei dartut.

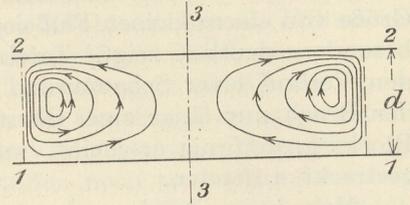


Abb. 201.

- $d$ : Dicke der Walratschicht  
 1 1: Erwärmte Metallplatte  
 2 2: Freie Oberfläche der Walratschicht  
 3 3: Achse der Zelle.

Bereits früher hat Quincke<sup>1)</sup> ( $L_3 18-20$ ) in seinen grundlegenden Untersuchungen über die Bildung von Schaumkammern (Zellen) öfter auf ähnliche Erscheinungen hingewiesen, und die späteren Arbeiten von Quincke und Cartaud haben manche gemeinsame Berührungspunkte.

Man darf es wohl nach dem derzeitigen Stand der Wissenschaft als zum mindesten sehr wahrscheinlich ansehen, daß der Kristallisation in flüssigen metallischen Stoffen die Bildung von Schaumkammern (Zellen) vorausgeht, und daß durch diese Unterteilung der Masse in verschiedene Kammern die spätere Unterteilung in Kristallkörner vorbereitet wird. Ob nun die Wände der Zellen (Schaumwände nach Quincke) unmittelbar die späteren Grenzen der Kristallkörner bilden, oder ob innerhalb des von ihnen eingeschlossenen Raums die Kristallisation von einem Keim aus beginnt und später über die Schaumwände hinweggreift, indem sich der Inhalt mehrerer Schaumkammern zu einem Kristall vereinigt, läßt sich vor der Hand noch nicht übersehen.

257. Nach Quincke pflegen sich in den Schaumwänden Fremdkörperchen, Gasblasen usw. anzureichern, so daß dann diese Schaumwände später in der völlig erstarrten Masse Flächen geringsten Zusammenhangs bilden können. Es kann ferner vorkommen, daß in der erstarrten Masse während der Erkaltung und der damit parallel gehenden Volumverminderung in jeder Schaumkammer Spannungen auftreten, die auf Trennung des Zusammenhangs längs der Schaumwände hinwirken (338). Wir wissen ja z. B., daß sich der Basalt bei der Abkühlung in sechsseitige Prismen absondert. Auch die Tafelabb. 32, Taf. VI, zeigt ähnliche zellenförmige Absonderung; sie entspricht einer erstarrten Martinofenschlacke in etwa  $\frac{2}{3}$  der natürlichen Größe. Genügen, wie dies bei den Metallen der Fall zu sein scheint, die auf Volumverminderung bei der Abkühlung wirkenden Kräfte nicht, um den Zusammenhang längs der Schaumwände zu überwinden, so kann die Lösung des Zusammenhangs längs dieser Wände doch eintreten, wenn noch außerdem äußere

1) Quincke nennt die Zellen Schaumkammern, die Zellwände Schaumwände.

Kräfte hinzukommen. Wir können dann Bruch nach diesen Flächen erhalten. Hatten sich die Schaumkammern (Zellen) bei der Erstarrung senkrecht zu den Abkühlungsflächen angeordnet, wie dies in der Regel, wenigstens innerhalb einer Oberflächenschicht von bestimmter Dicke, der Fall ist, so erhält man einen stengligen Bruch, wie in Tafelabb. 33, Taf. VI, die in etwa  $\frac{8}{10}$  der natürlichen Größe von einem kleinen Flußeisenblock entnommen ist, der diese Brucherscheinung besonders deutlich zeigt. Tafelabb. 34, Taf. VII, zeigt im Schliff desselben Blocks den Verlauf einer Schaumwand in 117facher Vergrößerung (Ätzung K). Oft ist der Bruch nur längs einer Oberflächenschicht stenglig, während er im Innern des Blocks grobkörnig erscheint, weil die Schaumwände im Innern nicht mehr langgestreckt auftreten.

Man kann durch geeignetes Glühen des erstarrten Blocks (331—338) die in ihm infolge der Abkühlung entstandenen Spannungen, die auf Zerreißen längs der Schaumwände hinzielen, beseitigen, wenn natürlich auch die Flächen geringsten Zusammenhanges (die Schaumkammern) selbst unverändert bleiben.

Einfluß auf die Art dieser Flächen kann man erst nehmen, wenn der gegossene Block geschmiedet oder gewalzt wird, wobei dann die Flächen geringsten Zusammenhanges, die vom Guß her vorhanden waren, derartig vielfach gefaltet und durchgeknetet werden, daß ihr Einfluß vermindert oder ganz beseitigt wird. Hierin liegt der Grund, warum die mechanischen Eigenschaften des gegossenen Blocks durch Überschmieden (oder Walzen) verbessert werden können, und zwar um so mehr, je weiter die Querschnittsverminderung vom gegossenen Block aus durch diese Verfahren getrieben wird. Es ist aber hierbei von vornherein wahrscheinlich und auch durch die Erfahrung bestätigt, daß dieser Einfluß sich anfänglich in den Festigkeitseigenschaften sehr deutlich, bei immer weiter fortgesetzter Querschnittsverminderung aber immer weniger merkbar zu erkennen gibt, so daß also die Wirkung asymptotisch einem Grenzwert zustrebt. Zuweilen werden ursprünglich polygonale Schaumkammern beim Schmieden oder Walzen gestreckt und zeigen sich dann im Bruch in Form von Stengeln oder Fasern, wie in Tafelabb. 13, Taf. II. Zu bemerken ist noch, daß das gegossene Material die oben genannten Fehler (Schaumwände, Spannungen) haben kann, aber nicht notwendigerweise haben muß. Es kommt hier wesentlich auf die Art des zu gießenden Materials und die Art des Gusses an.

Tafelabb. 35, Taf. VII, (Vergr.  $1\frac{1}{2}$ ) ist ein Blöckchen einer eutektischen Legierung von Kupfer und Schwefelkupfer (mit 3,82%  $\text{Cu}_2\text{S}$ ) im Längsschliff nach Ätzung mit rauchender Salpetersäure. Senkrecht zu den Abkühlungsflächen (das Loch in der Mitte rührt von dem Pyrometerschutzrohr her) sind länglich gestreckte Körner bemerkbar, die man aber nicht als Kristallkörner bezeichnen darf, denn sie sind aus einem Gemenge von Kupfer und Kupfersulfür (dunklere Inselchen) aufgebaut, wie in Tafelabb. 36, Taf. VII, (Vergr. 350) gezeigt ist. Natürlich ist der Aufbau der einzelnen Teilchen von Kupfer und Kupfersulfür kristallisiert, aber das Ganze ist ein Aggregat. In der Tafelabb. 36 sind auch drei sich in einem Punkte treffende Linien *sss* zu erkennen, die wohl als Schaumwände gelten können. Längs dieser Linien sind gröbere Teilchen des Sulfürs eingelagert.

Ein unter gleichen Umständen wie oben im Tiegel erstarrtes Blöckchen von Kupfer, siehe Tafelabb. 37, Taf. VII, (Vergr.  $1\frac{1}{2}$ ), zeigt auch zellenartige Körnung. Die einzelnen Körner sind aber nicht langgestreckt, sondern mehr gleichachsig.

Tafelabb. 38, Taf. VII, zeigt in 7,2facher Vergrößerung nach Ätzung mit K/am das Gefüge einer Bronze mit 5% Zinn, 8% Zink, 87% Kupfer. Sie ist in grobe Körner unterteilt, die auch nicht Kristallkörner, sondern Körner von Kristallaggregaten sind. Es scheinen sich bei der Erstarrung grobe Schaumkammern gebildet zu haben, die wahrscheinlich mit den Umgrenzungen der Körner zusammenfallen.

Innerhalb dieser Kammern haben sich zuerst kupferreiche Mischkristalle abgeschieden, die ein Kristallskelett bilden. In Tafelabb. 39, Taf. VIII, sind Teile zweier aneinandergrenzender, durch die Grenze *kk* getrennter Kammern in 29facher Vergrößerung abgebildet. Das dunkle Skelett der kupferreichen Mischkristalle ist deutlich zu erkennen. Bei tieferer Temperatur hat sich dann der an Zinn angereicherte flüssige Rest der Legierung in Form von zinnreicheren Mischkristallen als Füllmasse zwischen die Maschen im Skelett der zuerst ausgeschiedenen Mischkristalle eingelagert; diese Füllmasse erscheint in Tafelabb. 39 hell. Die Unterteilung in die Körner ist in vielen Fällen, z. B. auch im vorliegenden, bereits an der Oberfläche des gegossenen Blöckchens zu beobachten, wie aus Tafelabb. 40, Taf. VIII, in 4facher Vergrößerung hervorgeht. Die Oberfläche ist hierbei weder geschliffen noch sonstwie zubereitet. Die schräge Linie *ll* von links oben nach rechts unten teilt zwei Körner voneinander ab. Die Grenze ist zackig. Die Skelette der kupferreichen Mischkristalle greifen zahnartig in das benachbarte Korn über. Wahrscheinlich ist die ursprünglich gebildete Schaumwand von dem Skelett durchstoßen worden, so daß jetzt die Umgrenzung die zackige Gestalt angenommen hat. (Ähnliche Beispiele geben hierfür Osmond und Cartaud, *L*<sub>3</sub> 14, 17.)

Zuweilen werden Schaumwände innerhalb der flüssigen Legierung durch feste Stoffe gebildet. Tafelabb. 41, Taf. VIII, zeigt z. B. in 365facher Vergrößerung nach dem Polieren ohne Ätzen einen Schliff durch eine Kupfer-Zinnbronze, die während des Schmelzens Sauerstoff aufgenommen hatte, der sich, wie später gezeigt wird, mit dem Zinn zu Zinndioxyd verband (*L*<sub>5</sub> 24). Diese Verbindung ist bei der Schmelztemperatur der Bronze noch fest; sie bildet in der flüssigen Legierung dünne Schaumwände, die im Lichtbild als dunkle Fäden erscheinen. Trotz des geringeren spezifischen Gewichts des Zinndioxyds gegenüber dem der Bronze hat es gar keine Neigung in der Flüssigkeit nach oben zu steigen. Beim Gießen ist jede Schaumkammer der flüssigen Masse eingehüllt von einer sackartigen Schaumwand des festen Oxydes. Dadurch wird die Legierung sehr dickflüssig. Nach dem Erstarren bleiben die Schaumwände bestehen, stören den Zusammenhang und verschlechtern die Festigkeitseigenschaften des Materials.

Ein ähnlicher Fall kann auch in Flußeisen eintreten, dem Aluminium zugesetzt wird, ehe die Desoxydation genügend durchgeführt ist. Das durch die Ver-

bindung des Aluminiums mit dem Sauerstoff entstehende Aluminiumoxyd ist in der flüssigen Eisenmasse wegen seiner Schwerschmelzbarkeit fest und bildet Schaumwände, die nach der Erstarrung noch sichtbar sind, wie aus Tafelabb. 42, Taf. VIII, in 29facher Vergrößerung hervorgeht. Die dunklen Linien und Pünktchen sind  $Al_2O_3$ . Ein Eisen, das nach der Erstarrung solche Schaumwände enthält, ist nicht schmiedbar, sondern wird beim Versuch, es bei Rotglut zu schmieden, zer-

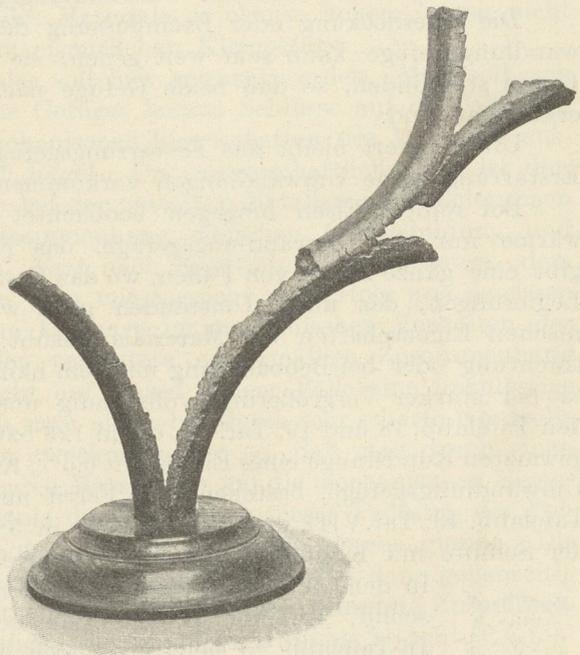


Abb. 202.

trümmert. Abb. 202 zeigt das Ergebnis des Versuchs, ein solches Material zu walzen; das Material riß und wickelte sich zum Teil auf die Ober-, zum Teil auf die Unterwalze. Es ist außerordentlich rotbrüchig.

**258.** Bei einer ganzen Reihe von Metallen und Legierungen treten nach der Erstarrung noch Umwandlungen auf, die ebenfalls von Kristallisation begleitet sind. Die Folge davon ist, daß das bei der Erstarrung gebildete Gefüge durch die neue Gefügebildung überdeckt wird, die sich bei niedrigerer Temperatur vollzieht. Das wichtigste Beispiel für diesen Fall bieten die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, deren  $c, t$ -Bild in Abb. 48 dargestellt ist. Eine Legierung, deren Kennlinie zwischen  $H''$  und  $O''$  durchgeht, wird zunächst bei der Erstarrung Kristallkörner von Mischkristallen  $\alpha''$  bilden. Das so erhaltene Gefüge wollen wir als Erstarrungsgefüge bezeichnen. Bei weiterer Abkühlung tritt die Kennlinie in das Gebiet  $A + \alpha''$  ein, d. h. aus den vorhandenen Mischkristallen  $\alpha''$  scheiden sich Kristalle von reinem Eisen  $A$  ( $\alpha$  = Eisen nach Osmond, Ferrit) aus. Bei der eutektischen Temperatur (Schnittpunkt der Kennlinie mit  $NO''R$ ) schließlich wandelt sich die noch übrig gebliebene Grundmasse  $\alpha''$  in das Eutektikum um, das als Perlit bezeichnet wird (251). Bei gewöhnlicher Temperatur wird also ein Gefüge beobachtet, das aus Ferritkörnern und Perlitinseln besteht (251), und dieses infolge Umwandlung entstandene Umwandlungsgefüge überdeckt das Erstarrungsgefüge.

Ähnlich liegt der Fall bei der Erstarrung und Abkühlung der Kupfer-Zinnbronze (12% Zinn). Auch hier wird das Erstarrungsgefüge zum Teil verändert durch das später entstehende Umwandlungsgefüge.

Die Überdeckung oder Beeinflussung des Erstarrungsgefüges durch das Umwandlungsgefüge kann sehr weit gehen, sie kann aber auch nur in geringerem Grade stattfinden, so daß beide Gefüge nach der Erkaltung noch nebeneinander erkennbar sind.

Unverändert bleibt das Erstarrungsgefüge bei reinem Kupfer, weil nach der Erstarrung keine Umwandlungen vorkommen.

Bei reinem Eisen hingegen beobachtet man nach Abkühlung auf Zimmerwärme nur das Umwandlungsgefüge, das Erstarrungsgefüge ist überdeckt. Es gibt eine ganze Reihe von Fällen, wo das Erstarrungsgefüge der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, das unter Umständen ganz wesentlichen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Materials ausübt, nur noch bei makroskopischer Betrachtung oder bei Beobachtung mit dem bloßen Auge sichtbar erscheint, während es bei starker Vergrößerung vollständig unsichtbar wird. So erscheint z. B. in den Tafelabb. 18 und 19, Taf. IV, die in 123 bzw. 1650facher Vergrößerung von einer gewalzten Rundstange eines Eisens mit 0,5% Kohlenstoff aufgenommen sind, nur das Umwandlungsgefüge, bestehend aus Ferrit und Perlit. Dagegen kann man in den Tafelabb. 43, Taf. VIII und 44, Taf. IX, in 3,12facher Vergrößerung nach Ätzung der Schilfe mit Kupferammoniumchlorid noch die Reste des Erstarrungsgefüges

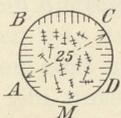


Abb. 203.

in dem gewalzten Rundstab erkennen. Tafelabb. 43 stellt einen Querschliff, Tafelabb. 44 einen Längsschliff durch denselben Rundstab vor. In Tafelabb. 43 sieht man noch links, rechts und oben Streifung nach Art der Abb. 203. Sie rührt her von der Erstarrung und den sich hierbei senkrecht zu den Abkühlungsflächen des erstarrenden Blocks langziehenden Schaumkammern. Tafelabb. 45, Taf. IX, gibt einen Teil des Querschliffes durch den zugehörigen gegossenen Block, aus dem der Rundstab gewalzt wurde, in 3,2facher Vergrößerung ebenfalls nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid wieder. Die im Lichtbild oben gelegene Kante entspricht einem Teil der Blockoberfläche  $BC$  in Abb. 204. Senkrecht zu dieser sind durch die hellen Ferritbänder langgestreckte Zellen abgegrenzt. In größerer Entfernung von der

Blockoberfläche (in Tafelabb. 45 nach unten zu) verliert sich die Ausbildung der langgestreckten Zellen; sie werden mehr körnig. Die Ecke rechts unten in Tafelabb. 45 entspricht ungefähr der Mitte des Blockes *M* in Abb. 204. Die von der Erstarrung herrührenden langgestreckten Schaumkammern senkrecht zu den Abkühlungsflächen des Blocks sind beim Auswalzen zum Rundstab gefaltet und verfilzt, wie es die Tafelabb. 43 und 44 erkennen lassen. Das Rundeisen ist nur aus der Hälfte des Blockes *ABCD* in Abb. 204 hergestellt, da der Block durch die Schnittebene *AD* vor dem Walzen längs geteilt wurde. Dementsprechend sind die Spuren der langgestreckten Schaumkammern im gewalzten Material nur an den drei Seiten *AB*, *BC*, *CD* sichtbar, wie Tafelabb. 43 in Übereinstimmung mit Abb. 203 dartut. Auf der vierten Seite *AMD* dagegen sind solche Spuren nicht vorhanden, weil diese Seite keiner Blockoberfläche entspricht<sup>1)</sup>.

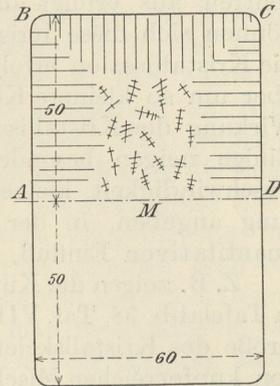


Abb. 204.  
Blockquerschnitt.

Aus dem Gesagten ist, wie bereits früher erwähnt (237), die Lehre zu ziehen, daß die Gefügeuntersuchung stets mit dem bloßen Auge und sodann mit den schwächsten Vergrößerungen zu beginnen hat. Verfällt man in den Fehler, alle Beobachtungen gleich mit den stärksten Vergrößerungen vorzunehmen, so gleicht man trotz des mit dem Mikroskop bewaffneten Auges einem Kurzsichtigen, der über den nächsten Umkreis nicht hinaussehen kann, und man übersieht dann die wichtigen Spuren des Erstarrungsgefüges, von dem oft die Festigkeitseigenschaften des Materials in ebenso hohem, wenn nicht höherem Maße abhängen, als von dem eigentlichen Kleingefüge.

Vor einem häufig gemachten Fehler soll hier gewarnt werden. Man soll sich hüten, aus dem bloßen Aussehen des Gefüges heraus Schlüsse auf die Wirkung zu ziehen, die das Gefüge auf die mechanischen Eigenschaften des Materials ausübt. Hierbei täuscht man sich in der Regel. Der wissenschaftliche Weg ist der, daß man durch unmittelbare Versuche bei den einzelnen Metallen und Legierungen in verschiedenen Zuständen den Zusammenhang zwischen Gefügebildung und mechanischen Eigenschaften ermittelt. Erst nach Ermittlung des Gesetzes, dem dieser Zusammenhang unterliegt, kann man mit Aussicht auf Erfolg aus gewissen Kennzeichen im Gefüge auf bestimmte Eigenart im mechanischen Verhalten der Legierung schließen. Davon, daß der vermutete gesetzmäßige Zusammenhang auch tatsächlich besteht, und daß nicht auf Grund einiger Fälle eine unzulässige Verallgemeinerung gemacht wird, muß man sich aber durch sehr scharfe Kontrolle überzeugen. Man verfährt hierbei am zweckmäßigsten so, daß man durch einen Unbeteiligten die in Betracht kommenden Materialien auf die mechanischen Eigenschaften prüfen läßt und ohne Kenntnis der Ergebnisse dieser Prüfung die Folgerungen angibt, die man auf Grund des Gefüges ziehen zu können glaubt. Die Ergebnisse der mechanischen und der Gefügeuntersuchung werden dann gegenseitig ausgetauscht. Erst dann wird man erkennen, inwieweit der vermutete Zusammenhang zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften wirklich besteht.

**259.** Die Größe der sich bei der Erstarrung oder der Umwandlung bildenden Kristallkörner ist unter sonst gleichen Umständen im wesentlichen abhängig von der Geschwindigkeit, mit der die Abkühlung während der Kristallisationsperiode vor sich geht. Je langsamer der Durchgang durch diese Temperaturzone ist, um so größer werden im allgemeinen die Kristallkörner und umgekehrt. Es gilt hier dasselbe Gesetz,

<sup>1)</sup> Ähnliche Untersuchungen sind zuerst ausgeführt worden von Siegfried Stein, *L<sub>3</sub> 21*.

das für die Kristallisation aus Lösungen, z. B. aus wässrigen Lösungen besteht. Je langsamer die Kristallisation vor sich geht, von um so weniger Kristallisationszentren aus erfolgt das Wachstum des kristallisierenden Stoffes, um so weiter können sich diese Kristalle ausbilden, bis sie sich gegenseitig stören; je schneller die Kristallisation erfolgt, von um so mehr Zentren aus setzt sie an, um so mehr, aber um so kleinere Körner werden erzielt. Selbstverständlich ist die quantitative Wirkung der Kristallisationsgeschwindigkeit bei verschiedenen Stoffen verschieden. Einige neigen besonders zu grober Kristallisation, andere ergeben bei derselben Geschwindigkeit kleinere Körner. Man kann also im allgemeinen nur die Richtung angeben, in der die Kristallisationsgeschwindigkeit wirkt, nicht aber den quantitativen Einfluß, den sie bei einem bestimmten Stoff ausübt.

Z. B. zeigen die Kupfer-Zinn-Legierungen mit etwa 12% Zinn Kornbildung wie in Tafelabb. 38, Taf. VII (vgl. 257). Die Größe der Körner wird bedingt durch die Größe des Kristallskeletts der sich zuerst aus der flüssigen Legierung ausscheidenden kupferreichen Mischkristalle. Je langsamer die Legierung durch die Kristallisationsperiode hindurchgeht, die durch den Abstand der übergeordneten Punkte im  $c, t$ -Bild angegeben wird, um so gröber wird dies Skelett und um so gröber werden die Körner. Bei rascher Abkühlung, z. B. in Metallformen (Kokillen), erhält man wesentlich feinere Körnung.

Nahezu kohlenstofffreies Eisen erstarrt etwas oberhalb 1500 C°. Das Erstarrungsgefüge und damit die Größe der bei der Erstarrung entstehenden Körner wird hierbei, wie oben gesagt, bedingt durch die Geschwindigkeit des Durchlaufens durch die Erstarrungstemperatur. Nach Abkühlung auf 900 C° tritt Umwandlung im Eisen ein, indem das Eisen aus der  $\gamma$ - in die  $\beta$ -Form übergeht (71); die letztere wandelt sich ihrerreits bei etwa 780 C° in die  $\alpha$ -Form um. Die Umwandlung  $\beta \rightarrow \alpha$  scheint, soweit sich bisher übersehen läßt, von keiner wesentlichen Änderung des Gefüges begleitet zu sein. Dagegen tritt bei 900 C° als Begleiterscheinung der Umwandlung  $\gamma \rightarrow \beta$  eine durchgreifende Umkristallisation im Eisen ein. Es bildet sich eine neue Körnung, die die Erstarrungskörnung überdeckt und so der unmittelbaren Beobachtung im wesentlichen entzieht. Auch bei der Umwandlung bei 900 C° hängt die Größe der sich neubildenden Körner wesentlich von der Geschwindigkeit ab, mit der das Metall durch die Umwandlungstemperatur (oder bei Gegenwart von Kohlenstoff durch das Umwandlungsintervall) hindurchgeführt wird.

Abb. 205 gibt hierfür ein Beispiel. Zwei Probestücke gleicher Abmessungen aus einem sehr kohlenstoffarmen Kesselblechflußeisen wurden in gleicher Weise auf 1120 bis 1125 C° erhitzt und dann mit verschiedener Geschwindigkeit auf 680 C° abgekühlt. Bei der einen Probe erfolgte diese Abkühlung innerhalb  $1\frac{1}{4}$  Minute, bei der anderen in 7 Stunden 40 Minuten. Dementsprechend ist das bei 900 C° erzeugte Umwandlungsgefüge nach der schnellen Abkühlung feinkörnig (Abb. 205 links in 111facher Vergrößerung), das nach der langsamen Abkühlung gröber körnig (Abb. 205 rechts,  $V=111$ ). Die durchschnittliche Fläche eines Kornes ist im ersten Falle  $1160 \mu^2$ , im zweiten  $4600 \mu^2$  ( $1 \mu = 0,001 \text{ mm}$ ).

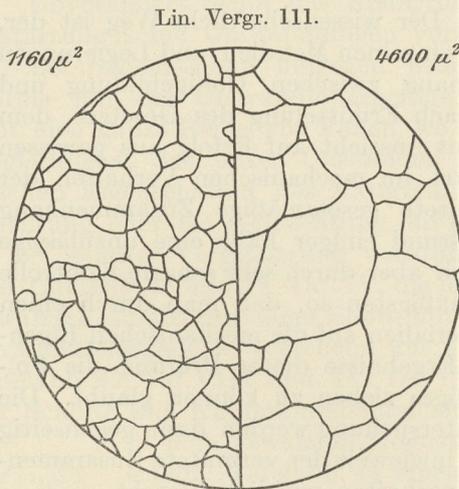


Abb. 205.

Erhitzung auf 1120—1125 C° in 50 Minuten.  
Abkühlung auf 680 C° in  
 $1\frac{1}{4}$  Min. | 7 Std. 40 Min.

bei 900 C° erzeugte Umwandlungsgefüge nach der schnellen Abkühlung feinkörnig (Abb. 205 links in 111facher Vergrößerung), das nach der langsamen Abkühlung gröber körnig (Abb. 205 rechts,  $V=111$ ). Die durchschnittliche Fläche eines Kornes ist im ersten Falle  $1160 \mu^2$ , im zweiten  $4600 \mu^2$  ( $1 \mu = 0,001 \text{ mm}$ ).

Zuweilen ist es für die Beurteilung der Vorbehandlung des Materials von Wichtigkeit, wenigstens vergleichsweise über die Geschwindigkeit des Durchgangs durch die Umwandlungstemperatur unterrichtet zu sein. Hierüber gibt die Messung der durchschnittlichen Korngröße Aufschluß. Sie erfolgt z. B. bei Eisen nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid. Dadurch werden in den einzelnen Körnern die Ätzfiguren sichtbar, und es lassen sich, wie früher angegeben, mit Hilfe der Ätzfiguren die Grenzen der Körner mit Sicherheit feststellen. Man projiziert mittels des Projektionsokulars einen bestimmten Teil des Schlibbildes in die Balkammer, in der an Stelle der Mattscheibe eine durchsichtige, mit Pauspapier überspannte Glasscheibe eingesetzt ist. Man wählt eine schwache Vergrößerung, damit das Gesichtsfeld und die Zahl der zu messenden Körner ziemlich groß ist. In der Regel wähle ich eine Vergrößerung, die eine Korndicke von etwa 5—10 mm auf der Mattscheibe liefert. Auf dem Pauspapier zeichnet man freihändig so viel von den Korngrenzen nach, als bereits bei dieser schwachen Vergrößerung sichtbar sind. Diese Zeichnung ist nur als allgemeines Gerippe gedacht; in dieses wird dann unter Beobachtung mit dem Auge nach Zurückschieben der Balkammer bei stärkerer Vergrößerung (bis zum deutlichen Erkennen der Ätzfiguren, wozu unter Umständen Verwendung von Ölimmersion erforderlich ist) die wirkliche Umgrenzung der Körner freihändig eingezeichnet, wie sie sich auf Grund des Ätzgefüges ergibt. Es kommt bei der Arbeit weniger auf genaue Zeichnung des Verlaufs der Korngrenzen an, als vielmehr darauf, daß die Anzahl der Körner der Wirklichkeit möglichst genau entspricht. Alsdann umgrenzt man das ganze Gesichtsfeld in der Pause so, daß nur ganze Körner von der Umgrenzung umschlossen werden, daß also die Umgrenzungslinie nicht durch Körner hindurchgeht; mittels des Planimeters mißt man die so umgrenzte Gesamtfläche  $F$  in qmm. Man zählt die einzelnen in der Fläche enthaltenen Körner aus, die Anzahl sei  $n$ . Bei der angewendeten linearen Vergrößerung  $V$  kommen dann auf ein Korn im Durchschnitt  $F/n$  qmm. Dies Maß hat man noch auf die natürliche Größe zurückzuführen, was durch Division mit  $V^2$  geschieht. Da man die Korngröße meist in der Einheit  $\mu^2 = 10^{-6}$  qmm angibt, erhält man die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$

$$\varphi_m = \frac{F}{n} \cdot \frac{10^6}{V^2} \quad \text{Einheit } \mu^2.$$

Verwendet man genügend große Gesichtsfelder und verläßt sich nie auf den Augenschein, sondern immer nur auf die durch das Ätzgefüge gekennzeichneten Korngrenzen, so wird der Wert  $\varphi_m$  bei wiederholter Bestimmung recht übereinstimmend gefunden, vorausgesetzt, daß nicht an verschiedenen Stellen des Schliffes infolge verschiedener Vorbehandlung des Materials die Körnung verschieden ist. In diesem Falle bietet gerade die Messung von  $\varphi_m$  ein Mittel, um die Unterschiede in der Körnung zahlenmäßig festzustellen.

Manchmal wechseln im Gefüge große und kleine Körner regellos miteinander ab, und es erscheint auf den ersten Blick, als ob die Messung der durchschnittlichen Korngröße wenig Wert haben könnte. Es ist jedoch hier, wie beim durchschnittlichen Lebensalter des Menschen; das Lebensalter ist bei den verschiedenen Menschen sehr verschieden; aber das aus einer genügenden Zahl von Einzelbeobachtungen berechnete durchschnittliche Lebensalter ist eine recht wenig schwankende Zahl, die für Versicherungsberechnungen von besonderem Wert ist.

Zuweilen kann man sich die Arbeit der Aufzeichnung der Körner erleichtern, indem man statt der Handzeichnung auf Pauspapier ein Lichtbild herstellt. In dieses kann man dann bei stärkerer Vergrößerung an der Hand des Ätzgefüges die tatsächlichen Korngrenzen einzeichnen. Für den Anfänger ist dieses Ver-

fahren vorzuziehen. Es hat nur den Nachteil, daß man den Schliff im mikrographischen Apparat so lange unberührt lassen muß, bis die Kopie des Lichtbildes fertig ist; in der Zwischenzeit ist aber der Apparat für andere Benutzung gesperrt.

Innerhalb einer erstarrten Eisenprobe kann man die Korngröße beliebig verändern, man kann sie sowohl vergrößern, als auch verkleinern. Man braucht nur das Material bis zu einer oberhalb der Umwandlungszone liegenden Temperatur zu erhitzen und dann mit entsprechender Geschwindigkeit die Abkühlung durch die betreffende Umwandlungszone hindurch vor sich gehen zu lassen.

Ähnliches kann man innerhalb jeder erstarrten Legierung oder jedes erstarrten Metalles bewerkstelligen, wenn unterhalb der Erstarrungstemperatur noch eine oder mehrere Umwandlungen stattfinden, die Umkristallisation bewirken. Dagegen besteht diese Möglichkeit nicht in solchen Metallen oder Legierungen, die unterhalb der Erstarrung keine solchen Umwandlungen erleiden, wie z. B. das Kupfer. Dann kann man die Größe  $\varphi_m$  (durchschnittliche Korngröße), die durch die Erstarrung bedingt worden ist, durch Änderung der Abkühlungsgeschwindigkeit des erstarrten Metalles nicht mehr verkleinern; man hat nur einen Einfluß darauf, sie zu vergrößern, wie später gezeigt werden soll.

**260.** Bisher sind die Einflüsse besprochen worden, die die Art der Abkühlung auf die Korngröße ausübt. Es handelt sich nun auch darum, zu erkennen, welcher Einfluß der Art der Erhitzung zukommt. Die bisherige Erfahrung führt zu folgendem Gesetz: Die Kristallkörner innerhalb eines Metalles oder einer Legierung streben dahin, daß bei gegebener Masse die Summe aller Begrenzungsflächen der Körner den kleinsten Wert annimmt. Das Endziel dieses Bestrebens würde bei einem reinen Metall sein, daß die gegebene Masse aus nur einem einzigen Kristall besteht; denn dann ist die Summe der Begrenzungsflächen am kleinsten. Können die Körner innerhalb eines metallischen Stoffes diesem Bestreben nachkommen, so heißt das mit anderen Worten, die durchschnittliche Korngröße wächst, und die Zahl der Körner nimmt ab. Hierzu ist aber eine gewisse Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Körner erforderlich, die mit steigender Temperatur im allgemeinen wächst. Das Wachsen der Körner kann also in um so kürzerer Zeit vor sich gehen, je höher die Temperatur des metallischen Stoffes ist. Bei niederen Temperaturen ist die Geschwindigkeit des Wachstums der Körner in vielen Fällen unendlich klein, so daß die Zeit, die zur meßbaren Vergrößerung der durchschnittlichen Korngröße erforderlich ist, unendlich groß wäre; d. h. mit anderen Worten, Wachstum tritt nicht ein. Bei gesteigerter Temperatur werden die Körner ihrem Wachstumsbestreben bis zu einem gewissen Grade nachkommen können. Die eintretende Änderung vollzieht sich um so schneller und deutlicher, je höher die Temperatur wird.

Wir können das in dem obigen Gesetz gekennzeichnete Bestreben der Körner als ein Streben nach einem Gleichgewichtszustand auffassen; aber nicht nach einem Gleichgewichtszustand im Sinne der Phasenlehre, denn diese sagt über die chemische Zusammensetzung der Phasen, nicht aber über ihre Verteilung und Umgrenzung etwas aus. Das obige Gleichgewicht ist somit nicht ein Phasengleichgewicht, sondern ein Gefügegenleichgewicht. Wir wollen es kurz als das Gleichgewicht der Korngröße bezeichnen.

Soweit sich die Erscheinungen bis jetzt überblicken lassen, gelangt man zu folgendem allgemeinen Schaubild (Abb. 206) über das Wachsen der Korngröße bei gesteigerter Temperatur. Hierbei ist zunächst vorausgesetzt, daß in dem erstarrten metallischen Stoff keine Umwandlungen eintreten. Die Zeit  $z$ , während der die Temperatur  $t$  einwirkt, ist als Abszisse, die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$ , die nach  $z$  Stunden Erhitzung bei Temperatur  $t$  erzielt wird, als Ordinate verwendet.

Die Zahl der Körner nimmt mit steigendem  $\varphi_m$  innerhalb eines gegebenen Volumens des metallischen Stoffes ab. Infolge einer bestimmten Durchgangsgeschwindigkeit durch die Erstarrungszone sei eine bestimmte anfängliche Korngröße  $\varphi_{m_0}$  erzielt (259), und diese ist bis zur gewöhnlichen Temperatur beibehalten worden. Unterhalb einer bestimmten Grenztemperatur  $t_1$ , die für verschiedene Metalle und Legierungen und auch für ein und denselben metallischen Stoff je nach der vorausgegangenen Vorbehandlung verschieden hoch liegen kann, ist die Änderung von  $\varphi_m$  als unendlich langsam vor sich gehend aufzufassen. Die Abhängigkeit der Größe  $\varphi_m$  von der Zeit würde also für Temperaturen unterhalb und gleich  $t_1$  im Schaubild durch die Wagerechte durch  $\varphi_{m_0}$  veranschaulicht. Wird diese Grenztemperatur  $t_1$  überschritten, so nimmt die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  mit der Zeit etwas zu und nähert sich für jede Temperatur asymptotisch einem Grenzwert, etwa so wie es die Schaulinien  $t_2$  und  $t_3$  andeuten. Wird die Temperatur weiter gesteigert, z. B. auf  $t_4$ , so hat die Kurve ähnlichen Verlauf; der asymptotisch erreichte Grenzwert liegt aber höher usw. Das Wachsen von  $\varphi_m$  geht also um so schneller vor sich und bis zu einem um so höheren Grenzwert, je höher die Temperatur ist. Durch den Schmelzpunkt des Materials wird die höchste zur Verfügung stehende Temperatur nach oben abgegrenzt<sup>1)</sup>.

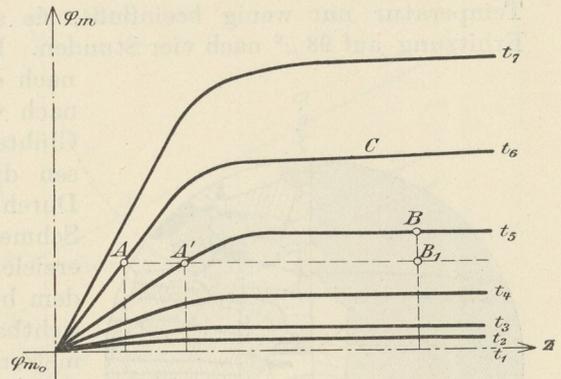


Abb. 206.

Hat der metallische Stoff durch genügend lange Dauer der Erhitzung beispielsweise bei  $t_6$  den dieser Temperatur entsprechenden Grenzwert erreicht, so vermag darauffolgendes Glühen bei Temperaturen unterhalb  $t_6$  keine Änderung der Korngröße mehr hervorzubringen. Änderung ist erst möglich bei Überschreiten der Temperatur  $t_6$ . Hat aber das Glühen bei  $t_6$  nicht genügend lange angehalten, so daß z. B. erst die durch den Punkt A angedeutete Wirkung erreicht ist, so ist es sehr wohl möglich, durch genügend langes Glühen z. B. bei  $t_5$  weiteres Wachstum der Körner herbeizuführen, da ja der Punkt B auf der Kurve  $t_5$  höher liegt, als der Punkt A auf der Linie  $t_6$ .

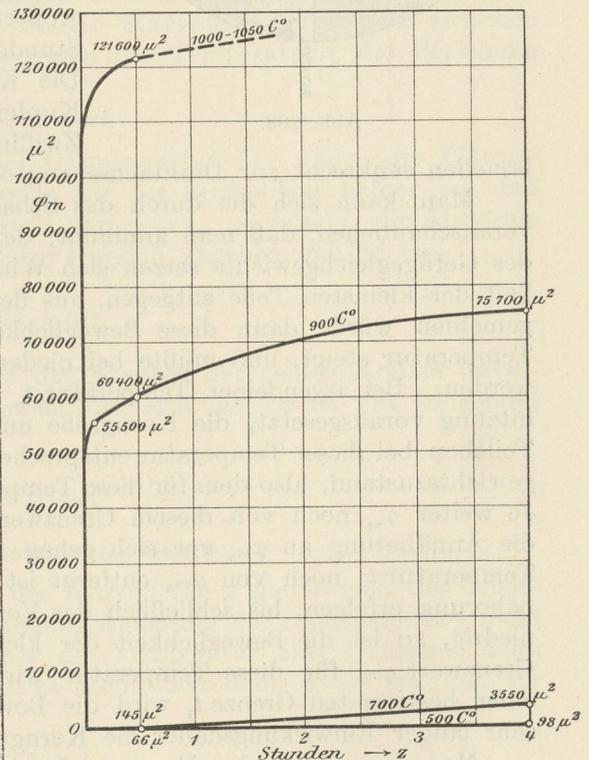


Abb. 207.

Zur Bestätigung des Gesagten sei folgendes Beispiel (Abb. 207), das einer nicht veröffentlichten Arbeit des Materialprüfungsamtes entnommen ist, angeführt.

<sup>1)</sup> Es ist wahrscheinlich, daß nicht nur die beiden Veränderlichen  $z$  und  $t$  die Korngröße  $\varphi_m$  beeinflussen, sondern daß auch die Abmessungen des erhitzten Probestücks eine Rolle spielen.

Die Bezeichnung in Abb. 207 ist dieselbe wie in Abb. 206. Ein ursprünglich kaltgezogener Kupferdraht von 4 mm Durchmesser wurde verschieden lang bei verschiedenen Temperaturen geglüht. Bei etwa  $500\text{ C}^\circ$  ist die Wirkung des Kaltziehens beseitigt. Die Korngröße wird durch lange fortgesetztes Erhitzen bei dieser Temperatur nur wenig beeinflusst, sie steigt von etwa  $66\ \mu^2$  nach halbstündiger Erhitzung auf  $98\ \mu^2$  nach vier Stunden. Bei  $700\text{ C}^\circ$  ist die Wirkung schon kräftiger;

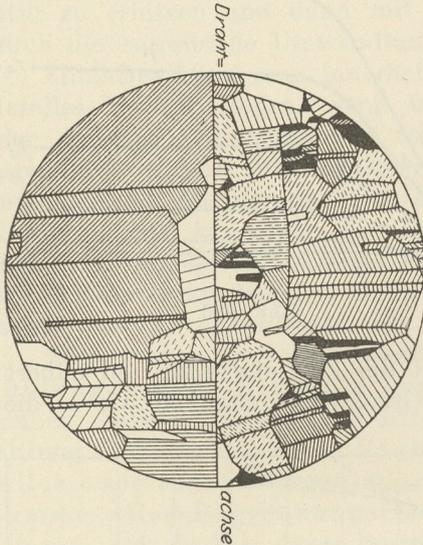


Abb. 208.

nach einer halben Stunde ist die Korngröße  $145$ , nach vier Stunden  $3550\ \mu^2$ . Je höher nun die Glüh Temperatur steigt, um so schneller wachsen die Körner und um so größer wird  $\varphi_m$ . Durch andauerndes Glühen dicht unter dem Schmelzpunkt des Kupfers kann man Körner erzielen, die auf der Drahtoberfläche bereits mit dem bloßen Auge ohne vorausgegangene Ätzung sichtbar sind, und deren Größe mit dem Millimetermaßstab festgestellt werden kann.

Tafelabb. 22, Taf. IV, gibt bei 365facher Vergrößerung die Körnung des Drahtes im Querschliff (nach Ätzung mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid) nach halbstündiger Erhitzung bei  $500\text{ C}^\circ$ . Abb. 208 zeigt bei 29facher Vergrößerung rechts den eine halbe, links den  $2\frac{1}{2}$  Stunde bei  $1015\text{ C}^\circ$  geglühten gleichen Draht. Die Körner sind außerordentlich grob. Für Kupfer kennzeichnend ist hierbei die vielfache Zwillingsbildung, wobei die einzelnen Zwillings-

lamellen senkrecht zur Drahtachse angeordnet sind (E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 22).

Man kann sich die durch das Schaubild 206 verkörperte Sachlage dadurch veranschaulichen, daß man annimmt, dem Wachsen der Körner unter Anstreben des Gefügegleichgewichts setzen sich Widerstände infolge der geringen Beweglichkeit der kleinsten Teile entgegen, aus denen die Körner aufgebaut sind. Im allgemeinen würde dann diese Beweglichkeit um so größer werden, je höher die Temperatur steigt, und müßte bei niederen Temperaturen als sehr gering geschätzt werden. Bei irgendeiner Temperatur  $t_n$  müßte sich dann, genügend lange Erhitzung vorausgesetzt, die Korngröße um ein bestimmtes, der Beweglichkeit der Teilchen bei dieser Temperatur entsprechendes Maß dem endgültigen Gefüge-Gleichgewichtszustand, also dem für diese Temperatur  $t_n$  geltenden Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  nähern. Je weiter  $\varphi_m$  noch von diesem Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  entfernt ist, um so schneller muß die Annäherung an  $\varphi_{m_n}$  vor sich gehen. Je weniger  $\varphi_m$  bei der gleichbleibenden Temperatur  $t_n$  noch von  $\varphi_{m_n}$  entfernt ist, um so langsamer wird die weitere Annäherung erfolgen, bis schließlich der Vorgang unendlich langsam verläuft. Ist  $t_n$  niedrig, so ist die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen entsprechend gering, der Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  für diese Temperatur wird daher sehr niedrig liegen. Unterhalb einer bestimmten Grenze  $t_1$  wird die Beweglichkeit so klein sein, daß selbst bei sehr langer Einwirkungs dauer die Korngröße  $\varphi_m$  nicht merkbar wächst.

Man kann sich den Vorgang durch folgenden Vergleich grob versinnlichen, wobei aber bemerkt werden muß, daß der Vergleich natürlich nicht in unbeschränktem Maße verwendbar ist. Das Bestreben der Metallkörner, die Grenzen so zu verschieben, daß das zur Verfügung stehende Metallvolumen möglichst nur aus einem einzigen Korn gebildet wird, ist vergleichbar mit dem Bestreben eines Gases, den größtmöglichen Raum einzunehmen. In einem Zylinder (Abb. 209) mögen zwei Kolben  $a$  und  $a'$  spielen. Zwischen ihnen befinde sich eine bestimmte

Menge eines Gases. Zwischen der Zylinderwand und dem Kolben herrsche die Reibung  $r$ , die mit steigendem Wärmegrad nach dem in Abb. 210 durch die Linie  $r$  dargestellten Gesetz abnehmend vorausgesetzt werde. Dies wäre z. B. dann denkbar, wenn die Dichtung zwischen Zylinder und Kolben mittels pechartiger Stoffe bewirkt würde, die bei niedrigerer Temperatur hart sind, also große Reibung  $r_t$  hervorrufen, bei höheren Temperaturen dagegen weich werden und geringere Reibung lie-

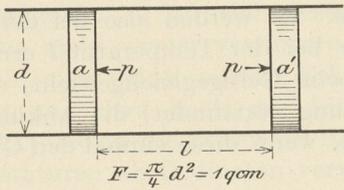


Abb. 209.

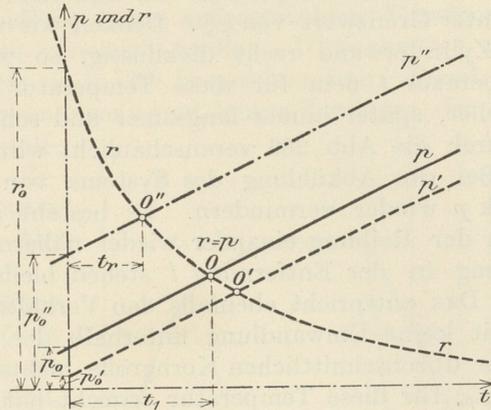


Abb. 210.

fern. In dem Raum zwischen den Kolben herrsche der mit der Temperatur veränderliche Druck  $p$ ; außerhalb der Kolben bestehe Luftleere, also  $p=0$ . Bei einer Temperatur  $t$  muß nach dem Gay-Lussac-Mariotteschen Gesetz zwischen dem Druck  $p$ , dem Volumen des Gases  $v$  und der Temperatur  $t$  die Beziehung bestehen:

$$pv = p_0 v_0 (1 + \alpha t),$$

worin  $p_0$  und  $v_0$  Druck und Volumen der Gasmenge bei  $0^\circ\text{C}$  und  $\alpha$  die Wärmedehnungszahl des Gases bedeuten. Nehmen wir der Einfachheit halber an, daß die Kolbenfläche  $1 \text{ qcm}$  beträgt, so ist  $v=l$  und  $v_0=l_0$ , wo  $l$  und  $l_0$  die Abstände der Kolben voneinander bei der Temperatur  $t$  und  $t_0$  angeben, mithin ist:

$$p = \frac{p_0 l_0}{l} (1 + \alpha t).$$

Bei Temperaturen, bei denen  $r > p$ , wird der Abstand der beiden Kolben unverändert  $l_0$  bleiben. Unter diesen Umständen wird sich der Druck mit steigender Temperatur wie folgt ändern:

$$p = \frac{p_0 l_0}{l_0} (1 + \alpha t) = p_0 (1 + \alpha t),$$

entsprechend der in Abb. 210 mit  $p$  bezeichneten Geraden.

Die Abszisse des Schnittpunktes  $O$  der Kurven für  $p$  und  $r$  gibt die Grenztemperatur  $t_1$  an, bis zu welcher die Erhitzung Änderung der Kolbenstellung nicht zu erzielen vermag. Erst bei Steigerung der Temperatur über  $t_1$  hinaus kann der Druck  $p$  die Reibung  $r$  überwinden; es stellt sich dann  $p=r$  ein und wir erhalten:

$$p = r = \frac{p_0 l_0}{l} (1 + \alpha t),$$

$$l = \frac{p_0 l_0}{r} (1 + \alpha t).$$

Steigt die Temperatur  $t$ , so wächst in dieser Gleichung rechts der Zähler, während die Reibung  $r$  abnimmt, mithin wird mit steigender Temperatur  $l$  größer, und jeder Temperatur entspricht ein bestimmter Wert von  $l$ .

Auf das Wachstum der Kristallkörner übertragen, ergibt sich das oben ausgesprochene Gesetz. Unterhalb einer gewissen Grenztemperatur  $t_1$  bleibt  $l$ , d. h. die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$ , unverändert. Vergrößerung von  $\varphi_m$  tritt erst oberhalb dieser Temperatur ein, und dann entspricht jeder Temperatur  $t$  ein bestimmter Grenzwert von  $\varphi_m$ . Denken wir uns das Schmiermittel zwischen Kolben und Zylinderwand recht dickflüssig, so wird sich  $l$  und damit auch  $\varphi_m$  für die Temperatur  $t$  dem für diese Temperatur geltenden Grenzwert von  $\varphi_m$  anfangs schneller, später immer langsamer und schließlich unendlich langsam nähern, wie es durch die Abb. 206 veranschaulicht wird.

Bei der Abkühlung des Systems von der Temperatur  $t$  aus wird sich der Druck  $p$  wieder vermindern. Es besteht aber keine Kraft, die die Kolben entgegen der Reibung einander wieder nähern könnte. Sie werden also bei der Abkühlung in der Entfernung  $l$  stehen bleiben, die bei der Temperatur  $t$  erreicht war. Das entspricht ebenfalls den Verhältnissen beim Gefügegleichgewicht, da ja (soweit keine Umwandlung unterhalb der Erstarrung stattfindet) die Abkühlung an der durchschnittlichen Korngröße nichts ändert, wenn diese einmal den Grenzwert  $\varphi_m$  für diese Temperatur erreicht hat.

Anders ist es dagegen, wenn bei der Erhitzung auf eine bestimmte Temperatur, z. B.  $t_6$  in Abb. 206, die Zeit  $z$  nicht ausreichend war, um den der Temperatur  $t_6$  zukommenden Höchstwert der Korngröße entsprechend dem Punkte  $C$  zu erzielen, daß beispielsweise nur die durch Punkt  $A$  dargestellte Korngröße erreicht ist. Alsdann kann während genügend langsamer Abkühlung von  $t_6$  nach  $t_5$  während einer Zeit, die z. B. der Abszisse von  $B$  entspricht, Annäherung an den Wert  $B$  erfolgen. Dieser Punkt liegt höher als  $A$ ; es würde also während der Abkühlung noch weitere Steigerung der Korngröße möglich sein.

Unmöglich ist dagegen die Steigerung der Korngröße während der Abkühlung, wenn während der Erhitzung bei  $t_6$  der Grenzwert  $C$  erreicht wurde. Dann hat die Abkühlung, wenn unsere Überlegung in allen ihren Folgerungen richtig ist, keinen Einfluß mehr. Die Abkühlung, gleichgültig ob sie schnell oder langsam vor sich geht, ändert nichts an dem Gefügegleichgewicht, das durch den Punkt  $C$  ausgedrückt wird.

Die Grenztemperatur  $t_1$ , bei der die Möglichkeit besteht, die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu steigern, ist, wie bereits Seite 213 angedeutet, nicht unveränderlich für denselben metallischen Stoff. Sie hängt von der vorausgegangenen Vorbehandlung desselben ab. Denn der Abstand  $l_t$  der beiden Kolben, der nach der Erhitzung auf  $t$  erreicht wurde, bleibt während der Abkühlung (abgesehen von dem soeben verzeichneten Ausnahmefall) unverändert. Erhitzen wir aufs neue, so ist statt des früheren Wertes  $l_0$  jetzt der Grenzwert  $l_t$  einzusetzen. Damit ist auch der Druck  $p_0$  bei der Temperatur 0 kleiner geworden, als der frühere Wert  $p_0$ . Die Änderung des Druckes bei unverändertem Volumen wird nun dargestellt durch die punktierte Linie  $p'$  in Abb. 210. Der Schnittpunkt der Linien  $p'$  und  $r$  liegt bei höherer Temperatur als  $t_1$ , entsprechend der Abszisse von  $O'$ . Erst nach Überschreiten dieser kann weitere Vergrößerung der Körner erfolgen. Die untere Grenze  $t_1$  erscheint also um so höher gerückt, je weiter durch die vorausgehende Erhitzung die Korngröße bereits gesteigert worden ist. Die Korngröße kann nicht nur durch vorausgehendes Glühen, sondern auch durch die Erstarrung auf ein bestimmtes, dem Wert  $l_t$  entsprechendes Maß gebracht werden.  $l_t$  ist um so kleiner, je rascher die Erstarrung vor sich ging, und je kleiner damit die ursprüngliche Korngröße ist. Je kleiner  $l_t$ , um so niedriger liegt die Grenztemperatur  $t_1$ . Ist infolge langsamer Erstarrung  $l_t$  sehr groß, so rückt  $t_1$  sehr hoch und man kann daher erst durch Glühen bei sehr hohen Temperaturen Steigerung der Korngröße erzielen.

**261.** Wir wollen jetzt die Voraussetzung aufheben, daß die metallischen Stoffe unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung mehr durchmachen, und ein Metall betrachten, das unterhalb der bei  $T$  erfolgten Erstarrung bei der Temperatur  $t_u$  eine Umwandlung aus der Modifikation  $A'$  in die Modifikation  $A$  erfährt. Vorausgesetzt werde, daß diese Umwandlung keine ausgesprochene Verzögerung erleide, damit die Verhältnisse nicht allzu verwickelt werden. Unterhalb  $t_u$  kann das Metall denselben Gesetzen folgen, wie sie in 260 besprochen sind. Durch Erhitzen bei genügend hohem Wärmegrade und genügend langer Zeitdauer der Einwirkung kann die Korngröße der  $A$ -Kristallkörner gesteigert werden. Sind durch Erhitzung die  $A$ -Körner auf ein bestimmtes Maß gebracht, so läßt sich dieses bei der Abkühlung nicht wieder verringern.

Geht man jedoch mit der Erhitzung über  $t_u$  hinaus, etwa nach der Linie  $ABC$  in Abb. 211, worin die Zeiten als Abszissen, die Temperaturen als Ordinaten verwendet sind, so werden bei  $B$  die Körner der  $A$ -Form verschwinden und durch Körner der  $A'$ -Form ersetzt. Diese gehorchen nun ebenfalls den Gesetzen, die in 260 dargelegt sind. Sie wachsen bei genügend langer und genügend hoher Erhitzung. Kühlt man nun ab, etwa nach der Linie II in Abb. 211, so wird sich über  $CB_2$  die Korngröße der  $A'$ -Kristalle nicht ändern (abgesehen von dem Fall, daß bei  $C$  der für diese Temperatur gültige Grenzwert von  $\varphi_m$  noch nicht erreicht und so noch eine gewisse Steigerung der Korngröße während der Abkühlung möglich ist). Bei  $B_2$  findet der Übergang  $A' \rightarrow A$  mit völlig neuer Kristallisation statt, die die ursprüngliche Kristallisation von  $A'$  überdeckt. Diese Kristallisation unterliegt nun dem in 259 mitgeteilten Gesetz. Je schneller der Durchlauf durch  $t_u$  ist, um so kleiner werden die Kristalle von  $A$  sein, und umgekehrt. Man wird also die kleinste Körnung bekommen, wenn man sehr rasch abkühlt, etwa nach I in Abb. 211, etwas gröbere Körnung wird bei der Abkühlung nach II und noch gröbere bei der nach III erzielt.

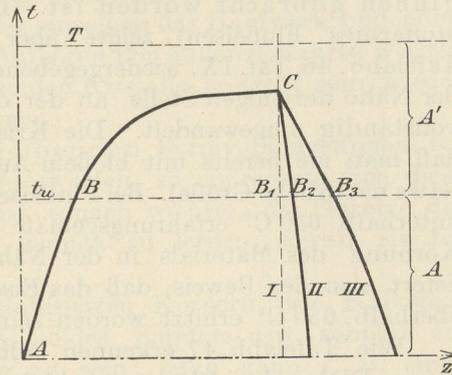


Abb. 211.

Im vorliegenden Falle können wir sonach die Korngröße der  $A$ -Kristalle auf ein beliebiges Maß bringen, und zwar ein größeres oder kleineres als im Anfangszustand, der dem Koordinatenanfang  $A$  entspricht. Dies ist aber nur dadurch möglich geworden, daß wir bei der Erhitzung über die Grenze  $t_u$  hinausgegangen sind. Der Fall ist ganz analog dem, bei welchem man ein Metall über seinen Schmelzpunkt hinaus überhitzt und es dann der Abkühlung überläßt. Je nach der Geschwindigkeit des Durchlaufs durch die Erstarrungstemperatur kann man die Korngröße beliebig beeinflussen.

Ein Fall, wie ihn Abb. 211 darstellt, ist beim Eisen verwirklicht, das ja unterhalb der Erstarrung (etwa  $1510\text{ C}^\circ$ ) zwischen  $900$  und  $780\text{ C}^\circ$  die Umwandlung aus  $\gamma$ - in  $\beta$ -Eisen und aus  $\beta$ - in  $\alpha$ -Eisen erleidet. Wie in 259 gezeigt, kann man je nach der Abkühlungsgeschwindigkeit durch diese Umwandlungszone die Korngröße beliebig ändern. Bleibt man aber unter dieser Zone  $t_u$ , so kann man durch Erhitzen, gleichgültig, ob darauf langsame oder schnelle Abkühlung erfolgt, nur Vergrößerung der Körner von  $\alpha$ -Eisen, niemals aber Verminderung erreichen.

**262.** Die bisher besprochenen Gesetze über Gefügleichgewicht sind mehrfacher Anwendung fähig. Wir werden später sehen, daß sie beim Nachweis stattgehabter Überhitzung und ihrer Folgewirkung auf die mechanischen Eigenschaften

des Materials eine wichtige Rolle spielen. Sie ermöglichen auch den Nachweis, ob ein Material bei seiner Verarbeitung oder während seiner Benutzung höheren Wärmegraden ausgesetzt gewesen ist, wenn man die untere Grenze  $t_1$  kennt, bei der das Wachstum der Kristalle möglich ist. Sie gestatten den Nachweis verschieden schneller Abkühlung von Eisen und Eisenlegierungen an verschiedenen Stellen eines und desselben Werkstücks usw. Zur Erläuterung seien nur zwei Beispiele herausgegriffen:

a) Nachweis, daß ein ausgebeultes Kesselblech im Kessel zum Erglühen gebracht worden ist. Die in Betracht kommende Blechtafel (kohlenstoffarmes Flußeisen) zeigte über den größten Teil ihrer Ausdehnung das in Tafelabb. 46, Taf. IX, wiedergegebene feinkörnige Gefüge (etwa natürliche Größe). In der Nähe derjenigen Stelle, an der das Kesselblech ausgebeult war, war das Gefüge vollständig umgewandelt. Die Kristallkörner des Eisens sind derartig gewachsen, daß man sie bereits mit bloßem Auge sehen kann, wie Tafelabb. 47, Taf. IX, zeigt (etwa natürliche Größe). Bei Flußeisen findet eine wesentliche Änderung der Körnung unterhalb  $650\text{ C}^\circ$  erfahrungsgemäß nicht statt. Der Vergleich der verschiedenen Körnung des Materials in der Nähe und in größerer Entfernung von der Beule liefert also den Beweis, daß das Eisen nahe der Beule örtlich auf eine Temperatur oberhalb  $650\text{ C}^\circ$  erhitzt worden sein muß.

Wie Tafelabb. 47 erkennen läßt, sind unten im Bilde die Kristalle durch die ganze Dicke des Bleches grobkörnig ausgebildet; oben dagegen sind sie nur längs der Blechoberflächen grob, in der Mitte des Blechs dagegen feinkörniger. Diese Art des Wachstums findet man häufig; das Wachstum beginnt an den freien Oberflächen und setzt sich nach innen fort.

b) Erglühen von Kupferblech in einer Feuerkiste. Auch hier zeigte sich, daß das Blech an gewissen Stellen so grobe Körner zeigte, wie sie nur durch Erhitzen oberhalb der Temperatur von  $500\text{ C}^\circ$  im Kupfer erzeugt werden können. Tafelabb. 48, Taf. X, natürliche Größe.

**263.** In allen Fällen, bei denen es gelingt, nach Erhitzung bis oberhalb einer Umwandlungstemperatur  $t_u$  mittels sehr rascher Abkühlung (Abschrecken, z. B. im Wasser oder anderen Flüssigkeiten) die Umwandlung bei  $t_u$  während der Abkühlung ganz oder teilweise zu unterschlagen, kann das Metall durch diese Behandlung in einen Zustand mit wesentlich anderen Eigenschaften übergeführt werden als bei langsamer Abkühlung, falls seine Eigenschaften in der oberhalb  $t_u$  beständigen Form sich wesentlich von denen der unterhalb  $t_u$  beständigen unterscheiden.

Dies ist z. B. bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen der Fall. Eine solche mit  $0,95\%$  Kohlenstoff besteht oberhalb  $t_u = 700\text{ C}^\circ$  aus homogenen Mischkristallen, zerfällt dagegen bei langsamer Abkühlung bei  $700^\circ$  in ein inniges Gemenge von Eisen und Karbid (Eutektikum = Perlit). In dem diesem Gefüge entsprechenden Zustande ist die Legierung verhältnismäßig weich, so daß sie gefeilt werden kann. Erhitzt man dagegen auf Temperaturen oberhalb  $700^\circ$  und schreckt plötzlich in Wasser ab, so wird die Umwandlung bei  $700\text{ C}^\circ$  während der Abkühlung verhindert; der Zerfall der homogenen Mischkristalle in den Perlit unterbleibt, und man erhält Körner eines Gefügebestandteils, der entweder vollkommen glatt ohne Kennzeichen weiterer Unterteilung, oder aus kleinen sich kreuzenden Nadelchen aufgebaut ist. Zeigt der Stahl dieses Gefüge, so ist er hart, nicht feilbar. Vgl. II B, 19.

## 6. Änderung des Gefüges durch Kaltrecken und darauffolgendes Glühen<sup>1)</sup>.

### a) Allgemeines über bleibende Formveränderung von Kristallen.

264. Die Metalle und Legierungen sind aus einem Haufwerk von Kristallkörnern (Kristalle eines und desselben Stoffes oder verschiedener Stoffe) aufgebaut. Es fragt sich nun, wie sich solche Haufwerke bei Formänderung unter dem Einfluß äußerer Kräfte verhalten. Solange diese Formänderungen elastischer Art sind, wird auch die Formänderung der einzelnen das Haufwerk bildenden Kristalle elastischer Art sein müssen. Nach Aufhören der äußeren Kräfte werden das Haufwerk und die einzelnen dasselbe bildenden Kristalle bestrebt sein, wieder ihre ursprüngliche Gestalt und Lage anzunehmen.

Werden die Metalle und Legierungen bleibenden Formveränderungen bei gewöhnlichen Wärmegraden (Kaltrecken) unterworfen, so erstrecken sich diese auch auf die einzelnen Kristallkörner. Es ist sonach wichtig, die Gesetze der bleibenden Formveränderung von Kristallen kennen zu lernen, soweit sie bis jetzt erforscht worden sind.

Zwischen den sogenannten spröden kristallisierten Körpern, wie Kalkspat, Steinsalz, und den plastischen Kristallen des Goldes, Kupfers usw. scheint ein grundsätzlicher Unterschied kaum vorhanden zu sein. Man kann z. B. einen Kochsalzkristall, wenn er von vier Seiten vollständig umschlossen ist, durch hohen Druck in eine Art Fließen versetzen, ohne daß der Zusammenhang aufgegeben wird. Freilich erhält man dann keinen einheitlichen Kristall mehr, sondern ein innig zusammenhängendes Haufwerk kleinerer Kristallteilchen. In Gesteinschichten findet man vielfach Kristalle von Mineralien, z. B. Zyanit (Mügge, *L*<sub>3</sub>24), eingebettet, die deutliche Krümmung aufweisen, ohne daß dabei Zerbrechen des Kristalls eingetreten wäre. Aber auch, wenn der allseitige Druck, unter dem die eben beschriebenen Formänderungen vor sich gehen, wegfällt, kann man an den als spröde bekannten Kristallen immerhin noch überraschende Formänderungen bewerkstelligen, ohne daß der Zusammenhang aufgegeben wird, ja ohne daß Spuren von Trennungsf lächen erkennbar sind. Drückt man (nach Reusch, *L*<sub>3</sub>25 und Baumhauer) gegen die Ecken *EC* eines Kalkspat-Spaltungsrhomboeders, Abb. 212, oder preßt man in die durch einen Pfeil bezeichnete Kante senkrecht zur Kante eine Messerschneide ein, so geht eine Formveränderung vor sich, die Abb. 213 wiedergibt. Die Abbildung ist von einem mir freundlichst von dem verstorbenen Prof. Müller (Charlottenburg) überlassenen Schaustück entnommen. Man legt sich den Vorgang am einfachsten in folgender Weise zurecht: Durch das Rhomboeder, Abb. 212, wird eine Schnittebene durch die Punkte *ACGE* gelegt. Die Schnittfläche ist in Abb. 214 durch die Fläche *ACGE* dargestellt. Man denke sich

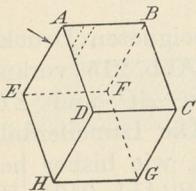
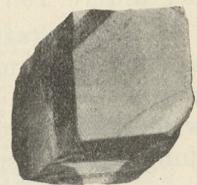


Abb. 212.

Abb. 213.  
Nat. Größe.

diese Fläche durch die Linien *JL* und *KM* in drei Teile *AJLE* = III, *JKML* = II, und *KCGM* = I zerlegt. Anstatt durch den starren Flächenteil II soll jetzt die Verbindung zwischen I und III so bewirkt werden, daß die einzelnen Punkte der Linie *MK*, also z. B. die Punkte *M*, *O*, *K* . . . mit den entsprechenden Punkten der Linie *LJ*, also *L*, *P*, *J* . . . durch je einen starren Draht

<sup>1)</sup> Darstellung nach E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 23.

verbunden sind, wobei die Befestigung der Drähte mit den Teilen I und II in den Punkten  $M, O, K \dots, L, P, J \dots$  gelenkartig sein soll. Übt man nun in der Richtung der Pfeile bei  $E$  und  $C$  einen Druck aus, so geht die Fläche  $AJKCGMLE$  über in die Fläche  $A'J'KCGML'E'$ . Statt der Drähte  $ML, OP, KJ \dots$  hat man sich nun im Kalkspatrhomboider Molekülreihen vorzustellen, deren gegenseitige Verkettung eine ebensolche Beweglichkeit zulassen muß wie das durch die Gelenkdrähte verbundene System I und II. Infolge des Druckes bei  $E$  und  $C$  wird die Molekülreihe  $ML$  um  $M$  gedreht und gelangt nach einer Drehung um den Winkel  $\alpha$  in die Lage  $ML'$ . Die Molekülreihen  $OP$  und  $KJ$  gelangen nach Drehung um den gleichen Winkel  $\alpha$  in die entsprechenden Lagen  $OP'$  und  $KJ'$ . Winkel  $\alpha$  ist hierbei kein beliebiger, sondern, wie kristallographische Messungen zeigen, durch die Beziehung Winkel  $AEM =$  Winkel  $L'MK$  bestimmt, so daß die Lamelle  $L'J'KM$  nach der Deformation dem Rhomboid  $\varepsilon\alpha\gamma\delta$

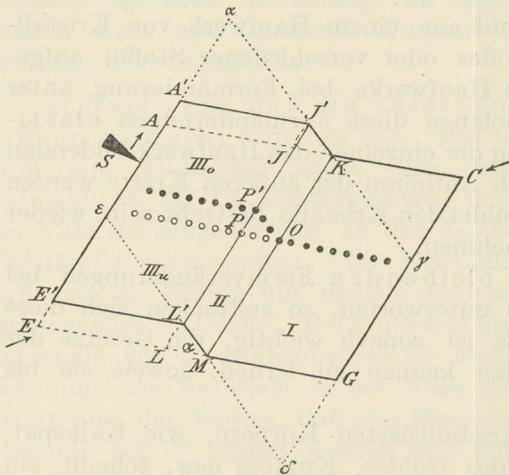


Abb. 214.

angehört, das sich nach mineralogischer Bezeichnungsweise zu dem Rhomboid  $EAAC$  in Zwillingstellung befindet. Die Formänderung des Kalkspates ist somit durch einen Übergang der Lamelle  $LJKM$  in die Zwillingstellung  $L'J'KM$  ermöglicht worden; diese Art der Formänderung soll als Formänderung unter Zwillingbildung bezeichnet werden. Bei der Drehung der Molekülreihe  $ML$  usw. tritt diese aus ihrer ursprünglichen stabilen Gleichgewichtslage  $ML$  heraus und durchwandert labile Gleichgewichtstellungen, um dann in ein neues stabiles Gleichgewicht in der Stellung  $ML'$  zu gelangen.

Gleiches wird erreicht, wenigstens für den oberen Teil  $III_o$ , wenn mit einer Messerschneide  $S$  senkrecht zur Kante  $AE$  gedrückt wird. Durch die Keilwirkung der Schneide wird sowohl in der Richtung  $SA$  wie in der Richtung  $SE$  ein Druck ausgeübt. Wegen der geringeren zu verschiebenden Masse in der Richtung  $SA$  wird der obere Teil  $III_o$  aus Lage  $AJKC$  in die Lage  $A'J'KC$  gebracht, während der untere Teil  $III_u$  in seiner Lage verharret.

**265.** Statt einer einzigen Zwillinglamelle können unter geeigneten Druckverhältnissen natürlich auch mehrere Lamellen entstehen, wie Abb. 215 veranschaulicht, so daß statt der ursprünglichen Rhomboederflächen  $AC$  und  $EG$  wiederholt abgestufte neue Flächen  $A'C'$  und  $E'G'$  entstehen. Die Lamellenbildung im Kalkspat erfolgt nun nicht allein parallel der Kante  $EA$ , wie bisher besprochen, sondern auch noch parallel den beiden Kanten  $AD$  und  $AB$  (Abb. 212). Es leuchtet ein, daß durch diese Art der Deformation der Kristall sehr gut in den Stand gesetzt ist, sich der Form des ihm während der Formänderung verfügbaren Raumes innig anzuschmiegen. Die Lamellen können zu dünnen Streifen zusammenschrumpfen wie bei 1, 2, 3 in Abb. 215. Die Formänderung wird dann durch diese „Zwillingstreifung“ kenntlich.

Die Formänderung des Kalkspatkristalles unter einfacher oder wiederholter Zwillingbildung ist an der Oberfläche des Kristalles durch Abstufung der Flächen oder Streifung gekennzeichnet, sie muß aber auch wegen der stattgehabten Drehung der Moleküle sowohl optisch als auch mit Hilfe der Ätzfiguren im Schliiff bemerklich sein. Innerhalb der Zwillinglamelle muß das Ätzgefüge ein anderes sein als

außerhalb derselben. Wenn in den Teilen I und III, s. Abb. 214, die Ätzfiguren eine bestimmte Lage zu  $OP$  einnehmen, müssen sie in II nach der Deformation die gleiche Lage in bezug auf  $OP'$  zeigen. Sind die Lamellen sehr dünn, so erscheinen auf dem geätzten Schliiff „Ätzfurchen“, gebildet durch zusammenhängende Reihen der Ätzfiguren, deren Lage eine andere ist als diejenige der Ätzfiguren in der Umgebung. Solche Ätzfurchen habe ich an Spaltungsstücken eines verbrannten Eisens deutlich ausgeprägt gefunden (E. Heyn, *L<sub>3</sub> 13*, Fig. 5, Tafel III). Die Furchen gehen teils diagonal zu den Würfel­flächen, teils bilden sie mit der Diagonale einen Winkel. Sie sind jedenfalls identisch mit den Neumannschen Linien, die von Neumann 1850 in würflichem Meteoreisen entdeckt wurden (vgl. Emil Cohen, *L<sub>3</sub> 26*, und Osmond und Cartaud, *L<sub>3</sub> 14*). Mügge (*L<sub>3</sub> 27*) hat durch Druck auf ähnlichen Spaltungsstücken von Eisen derartige Zwillinglamellen künstlich hervorgebracht und mittels kristallographischer Messungen genau verfolgt. Nach seinen Untersuchungen kann es als erwiesen gelten, daß die Formänderung unter Zwillingbildung in den Ferritkörnern des Eisens eintreten kann. Eine Erscheinung, wie sie sich auf geätzten Längsschiffen zerrissener Eisenstäbe häufig beobachten läßt und in Tafelabb. 49, Taf. X, in 1650facher Vergrößerung abgebildet ist, dürfte wohl auch auf Formveränderung des Eisenkornes unter Zwillingbildung zurückzuführen sein. Schräg durch das Korn  $a$  setzt sich von links oben nach rechts unten ein gestreiftes Band  $a'$  mit unvollkommen ausgebildeten Ätzfiguren. Sie sind anders gelagert als die quadratischen Ätzfiguren außerhalb des Bandes bei  $a$ . Die Streifung in dem Bande liegt nahezu parallel zur Diagonale dieser quadratischen Ätzfiguren, was mit den Beobachtungen Mügges bezüglich der Lage der Zwillingstreifung an Eisen ungefähr übereinstimmen würde. Auch in Stauchproben von Flußeisen finden sich unzählige Schlieren von der Art der in Tafelabb. 50, Taf. X, ( $V=900$ ) mit  $s$  bezeichneten. Sie dürften ebenfalls in das gleiche Gebiet zu rechnen und als Folge von Formänderung der Eisenkristalle unter Bildung von Zwillinglamellen zu betrachten sein.

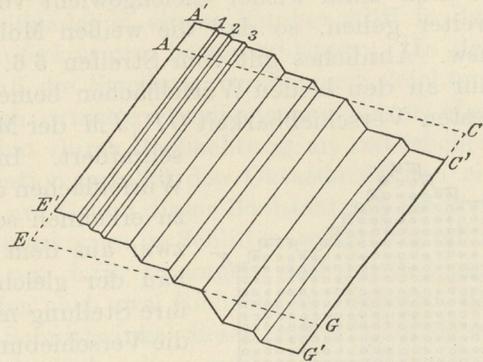


Abb. 215.

**266.** Bei der Formänderung durch Zwillingbildung muß man zum Zwecke der Erklärung des Vorganges eine Drehung der Moleküle zu Hilfe nehmen. Es lassen sich aber auch noch andere Formveränderungen kristallisierter Körper ohne Drehung denken, und es sind solche auch tatsächlich von Mügge (*L<sub>3</sub> 28, 24, 27*) beobachtet worden. Wir denken uns z. B. durch einen Würfel, Abb. 216, parallel einer Würfel­fläche  $ABCD$  einen

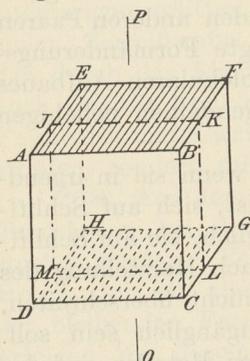


Abb. 216.

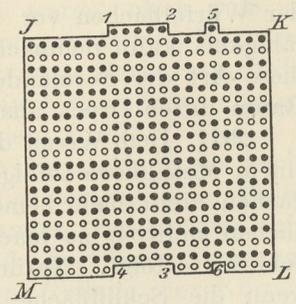


Abb. 217.

Schnitt  $JKLM$  gelegt. In dem so erhaltenen Quadrat, s. Abb. 217, denken wir uns parallel der senkrechten Quadratseite  $JM$  eine leichtere Verschiebbarkeit der Moleküle als in anderen Richtungen. Einzelne Molekülreihen sind in Abb. 217 schematisch durch schwarze und helle Kreisflächen dargestellt. Längs  $JK$  hat

ursprünglich im Quadrat eine schwarze wagerechte Reihe von Molekülen, unmittelbar darunter eine weiße Reihe gelegen usw. Es ist möglich, einen Streifen 1 2 3 4 um ein Vielfaches des gegenseitigen Abstandes zweier Molekülreihen zu verschieben, so daß jetzt weiße Moleküle in die nächste Reihe der schwarzen Moleküle gelangen; es muß dann wieder Gleichgewicht vorhanden sein. Die Verschiebung kann noch weiter gehen, so daß die weißen Moleküle wieder in eine weiße Reihe gelangen usw. Ähnliches gilt vom Streifen 5 6. Die Verschiebung der Streifen macht sich nur an den beiden Würfelflächen bemerkbar, die senkrecht zur Richtung der leichtesten Verschiebbarkeit  $OP \parallel JM$  der Moleküle liegen. Die Flächen sind in Abb. 216 schraffiert. Im Innern dagegen sowie auf den übrigen Würfelflächen darf am Kristall keine Spur der Verschiebung zu erkennen sein, weder optisch noch am Ätzgefüge, und zwar aus dem einfachen Grunde, weil der molekulare Aufbau der gleiche geblieben ist und nur einzelne Moleküle ihre Stellung mit anderen Molekülen vertauscht haben. Ist die Verschiebung der Lamelle sehr gering, so macht sie sich auf den beiden Würfelflächen, die senkrecht zur Verschiebungsrichtung liegen, nur durch zwei Streifen bemerkbar; bei sehr geringer Dicke der Lamelle können die beiden Streifen zu einem einzigen zusammenschrumpfen. Bewegen sich nun infolge äußerer Beanspruchung statt eines Streifens mehrere in der besprochenen Weise, so kann das Quadrat alle möglichen Formen annehmen, wie Abb. 218 zeigt, und

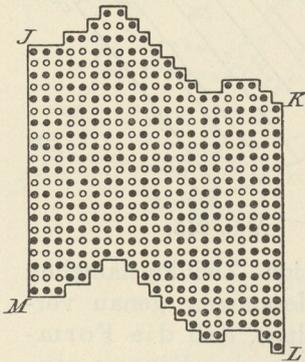


Abb. 218.

doch ist die Formänderung wiederum nur an den beiden zur Verschiebungsrichtung senkrechten, in Abb. 216 schraffierten Würfelflächen bemerkbar, die in beliebige durch Abstufung gebildete Flächen  $JK$  und  $ML$  umgewandelt werden können. Vielfach ist die Abstufung so fein, daß sie nur in Form von äußerst zarter, durch die Schraffur in Abb. 216 angedeuteter Streifung bemerkbar ist. Im Innern des Kristalles aber sowie auf seinen übrigen Begrenzungsflächen kann weder unter Zuhilfenahme optischer Hilfsmittel noch der Ätzfiguren etwas von der Formänderung bemerkt werden. Mügge hat diese Art der Formänderung mit dem Namen Translation belegt, die Streifung führt daher die Bezeichnung Translationsstreifung.

Wenn in einem Würfel die Translation einmal parallel zu einem Paar Würfelflächen erfolgen kann, so ist es wegen der kristallographischen Gleichwertigkeit der Würfelflächen wahrscheinlich, daß sie auch parallel den beiden anderen Paaren der Würfelflächen vor sich gehen kann. Die dadurch bedingte Formänderungsfähigkeit kann demnach einen Kristall, der infolge seines molekularen Aufbaues diese Art der Formänderung zuläßt, in den Stand setzen, irgendeinen beliebigen Raum unter Druck auszufüllen.

**267.** Dem Wesen der Translation entsprechend, kann sie, wenn sie in irgendeinem Metallkorn infolge äußerer Beanspruchung eingetreten ist, sich auf Schliefflächen nicht mehr bemerkbar machen. Wohl aber ist es möglich, sie auf Schliefflächen sichtbar zu machen, wenn die Formänderung erst nach Herstellung des Schliffes erfolgt. Natürlich darf sie dabei ein gewisses Maß nicht überschreiten, wenn die Schlieffläche noch mikroskopischer Beobachtung zugänglich sein soll. Es kann dann die Translationsstreifung in den Körnern des Metalles auf der Schlieffläche sichtbar gemacht werden, ein Verfahren, das zuerst von Ewing und Rosenhain (*L*<sub>3</sub> 29) angewendet worden ist, um die Grenzen der einzelnen Körner gegeneinander festzustellen. Ähnlich wie die Art der Ätzfiguren, so wechselt auch die Richtung der Translationsstreifen von Korn zu Korn. Besonders leicht gelingt es, diese Streifung in Kupferschliffen hervorzubringen, indem man den Schliff

parallel zur Schlißfläche in einem Schraubstock mäßig drückt. Tafelabb. 51, Taf. X, zeigt eine solche Translationsstreifung in 365facher Vergrößerung. Die Streifung setzt hierbei über 2 im Korn  $a$  eingelagerte Zwillinglamellen  $a'$  und  $a''$  hinweg. (Um Mißverständnis zu vermeiden, bemerke ich, daß diese Zwillinglamellen mit der Formänderung nichts zu tun haben, sie waren vor ihr bereits vorhanden). Es gelingt schon durch Einritzen mit einer Reißnadel in einem Kupferschliff in der Nähe des Ritzes die Streifung in den Kupferkörnern hervorzubringen. In der Art der Erscheinung liegt es begründet, daß die Streifung bereits nach leichtem Anätzen verschwindet; man kann sie durch erneute Formänderung dann aber beliebig oft wieder hervorbringen. Mügge hat durch Beobachtung an natürlichen Kupferkristallen festgestellt, daß die Translation parallel den Oktaederflächen erfolgt. Ich möchte darauf hinweisen, daß es auf Grund dieser Beobachtung möglich ist, genau die Lage der Schnittfläche eines Kupferkornes im Schliff zu seinen kristallographischen Achsen zu ermitteln. Man hat nur dafür zu sorgen, daß durch geeigneten Druck auf dem Korn Translationsstreifen nach zwei Richtungen auftreten, die dann Oktaederflächen parallel sind; aus dem Schnittwinkel dieser beiden Richtungen läßt sich die Lage des Schnittes zu den Oktaederflächen bzw. zu dem kristallographischen Achsenkreuz berechnen. Man hat also ein Mittel in der Hand, sich kristallographisch in einem Kupferkorn der Schlißfläche genau zu orientieren, so daß, wenn dieses Verfahren weiter ausgebaut wird, die metallographischen Untersuchungsmethoden den petrographischen wohl kaum mehr an Schärfe nachstehen dürften.

Ob beim Eisen ebenso wie beim Kupfer eine Formveränderung der Körner durch Translation möglich ist, geht aus Mügges Untersuchungen nicht zweifellos hervor. Seine Beobachtungen haben sich nur auf Spaltungsstücke offenbar verbrannten Eisens erstreckt, das sich ja in seinem physikalischen Verhalten, namentlich in seiner Formänderungsfähigkeit, vom normalen Eisen unterscheiden kann. Nach Ewings und Rosenhains Beobachtungen scheint aber doch eine Translation in den Eisenkörnern einzutreten, da sie eine der Translationsstreifung ähnliche Erscheinung auch auf Eisenschliffen hervorrufen konnten. Tafelabb. 52, Taf. XI, zeigt diese Streifung in 900facher Vergrößerung an einem Längsschliff eines ausgeglühten weichen Flußeisendrahtes. Die Streifen sind ähnlich wie in den Abbildungen Ewings und Rosenhains merkwürdig verbogen, was ich mir dadurch erkläre, daß die Translation in den Eisenkörnern erst bei verhältnismäßig hohen Beanspruchungen eintritt und ihr eine anders geartete Formänderung vorausgeht. Dem entspricht, daß nach meinen Versuchen die Schriffe ganz bedeutende Formänderungen erlitten hatten, bevor die Streifung merkbar wurde, und daß auf einem Zerreißstabe Fließfiguren (I, 107) bereits entwickelt waren, ohne daß in den durch das Fließen auf der polierten Oberfläche sichtbar gewordenen Körnern auch nur die Spur einer Streifung zu entdecken gewesen wäre. Nach Osmond, Frémont und Cartaud ( $L_3$  30) sind diese Streifen überhaupt keine Translationsstreifen, sondern mikroskopische Fließfiguren (Lüders Linien) I, 107.

268. Aus dem Gesagten geht hervor, daß sowohl Zwillingbildung als auch Translation bei der Formveränderung der Metalle und Legierungen eine Rolle spielen werden. Es bleibe dahingestellt, ob sie nebeneinander oder einzeln auftreten. Ich bin aber weit davon entfernt, anzunehmen, daß sämtliche Vorgänge der bleibenden Formänderung der Metalle, soweit sie ohne Teilung der Körner erfolgen, mit diesen beiden Vorgängen zu erklären sind. Ich habe früher schon ( $L_3$  23) darauf hingewiesen, daß auch gewöhnliche Biegungen in den Kristallkörnern deformierter Metallmassen auftreten müssen, und habe dies seinerzeit durch Tafelabbildungen belegt. Später zeigten auch Osmond, Frémont und Cartaud ( $L_3$  30) bei Versuchen an größeren einheitlichen Spaltungsstücken des Eisens, daß Fältelungen auftreten.

**269.** Bei Formänderungen, die zur vollkommenen oder teilweisen Trennung führen, kommt noch die Spaltung parallel bestimmten Kristallflächen in Frage, wie z. B. beim Steinsalz parallel den Würfelflächen. Auch im Eisen ist Spaltbarkeit beobachtbar, wie Tafelabb. 53, Taf. XI, in etwa doppelter Größe zeigt. Sie entspricht einem gespaltenen Stück Eisen, das nach dem Goldschmidtschen Thermitverfahren unter bestimmten Bedingungen hergestellt ist. Das Stück wurde auf *s* eingesehnt und dann gebrochen. Die Spaltflächen auf dem Bruch erinnern fast an Beiglanz. Nach Stead (*L<sub>3</sub> 12*) ist die Spaltbarkeit parallel den Würfelflächen der Kristalle. Derselbe Forscher hat auch festgestellt, daß in Eisensorten, die vorwiegend aus Eisenkörnern bestehen, der Bruch in der Regel nicht den Korngrenzen folgt, sondern in Form von Spaltflächen die Eisenkörner durchsetzt. Das gilt natürlich nur dann, wenn nicht etwa durch Schaumwände von der Erstarrung herrührende Flächen geringsten Widerstandes erzeugt sind, die den Bruch begünstigen, namentlich wenn in den Schaumwänden fremde Stoffe eingelagert sind, wie Gase, oxydische oder sulfidische Verbindungen usw. Ein solcher Fall liegt bei dem in Tafelabb. 33, Taf. VI, dargestellten kohlenstoffarmen Flußeisenblöckchen vor.

Bekannt ist auch die Spaltbarkeit bei Zink, Antimon, Wismut usw.

### b) Allgemeines über bleibende Formveränderungen in amorphen Stoffen und in Haufwerken von Kristallkörnern.

**270.** Wie früher gezeigt (*I, 107*), erhält man beim Zerreißen von Metallstäben vielfach die sogenannten Fließfiguren oder Lüdersschen Linien. Abb. 219

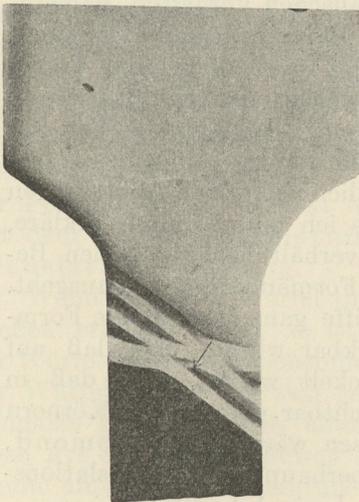


Abb. 219.

zeigt z. B. einen Teil eines Zerreißstabes von Flußeisen in etwa natürlicher Größe, der vor dem Zerreißen auf einer Seite poliert war. Er wurde einer allmählich gesteigerten Zugbeanspruchung ausgesetzt, bis eben die ersten Fließfiguren auftraten, worauf Entlastung erfolgte. Die Figuren zeigen den bekannten Verlauf: Parallele, zur Stabachse geneigte Streifen, die von anderen Streifen durchsetzt werden, die mit der Stabachse einen kleineren Winkel einschließen. Die Streifen zeigten die Form von flach verlaufenden Rinnen. Tafelabb. 54, Taf. XI, gibt die in Abb. 219 durch einen Pfeil angedeutete Stelle in 29facher Vergrößerung wieder und läßt erkennen, daß außerhalb der Fließfiguren (z. B. bei *p*) die ursprünglich glatt polierte Fläche noch unversehrt erhalten ist, daß aber innerhalb der Streifen die Oberfläche knittrig wurde. Dies wird dadurch bewirkt, daß die einzelnen Kristallkörner des Eisens sich mehr oder weniger aus der Oberfläche des Schliffs herausgedreht haben.

Die Fließfiguren sind jedenfalls dadurch verursacht, daß (Martens und Kirsch) die Spannungen nicht gleichmäßig über die ganze Länge des Stabes verteilt sind, sondern daß periodisch stärkere oder schwächere Spannungen abwechseln. Infolgedessen sind an den Stellen stärkerer Spannung bereits bleibende Formveränderungen aufgetreten, während an den dazwischenliegenden Stellen die Spannungen noch nicht den Grad erreicht haben, um Fließen herbeizuführen. Die Fließfiguren treten nicht nur bei Zerreißversuchen, sondern ganz allgemein in allen Fällen ein, bei denen Beanspruchung oberhalb der Streckgrenze stattfindet. Sie sind auch nicht auf Metalle und Legierungen beschränkt, die ein

Haufwerk von Kristallkörnern eines oder mehrerer Gefügebestandteile bilden, sondern ähnliche Erscheinungen sind auch beobachtbar bei amorphen Stoffen (z. B. Leim, Osmond, Frémont und Cartaud, *L*<sub>3</sub> 30). Sie entsprechen allgemeinen Gesetzen der Spannungsverteilung in zum Fließen gebrachten Stoffen unabhängig davon, ob sie amorph sind oder ein Aggregat von Kristallen bilden. Sie treten auch in einheitlichen Kristallen auf (mikroskopisch kleine Lüderssche Linien nach Osmond).

Übt man auf ein Metall oder eine Legierung, die als Haufwerk kleiner Kristalle aufzufassen sind, Kräfte aus, die zur bleibenden Formveränderung führen, so haben wir zu unterscheiden zwischen

- a) Formveränderungen infolge der allgemeinen Gesetze der Spannungsverteilung, die Fließfiguren, Fältelungen oder ähnliche Erscheinungen bewirken, und welche die Metalle und Legierungen mit den amorphen Stoffen gemein haben (banale Deformationen nach Osmond),
- b) Formveränderungen innerhalb der Kristallkörner, die kristallographisch bestimmten Richtungen folgen, wie Deformation unter Zwillungsbildung, Translation und Spaltung (Kristalldeformationen).

### c) Beispiele von bleibender Formveränderung in Metallen. Kaltrecken. Glühen nach dem Kaltrecken<sup>1)</sup>.

**271.** Unter Kaltrecken wollen wir bleibende Formveränderungen von Metallen und Legierungen verstehen, die durch Einwirkung von Kräften in der Nähe der atmosphärischen Temperatur herbeigeführt werden, ohne daß der Zusammenhang des Metalls stellenweise zerstört wird. Welcher Art diese Kräfte sind, ob Zug, Druck, Biegung, Verdrehung usw., ist gleichgültig. Gewöhnlich bezeichnet man diese Art der Formveränderung als Kaltbearbeitung. Ich will diesen Ausdruck nicht gebrauchen, weil er zweideutig ist und gelegentlich zu Verwechslung mit der Bearbeitung der Metalle mittels schneidender Werkzeuge (Drehen, Bohren usw.) Anlaß geben kann. Damit soll nicht etwa gesagt sein, daß bei dieser Bearbeitung mit schneidenden Werkzeugen nicht etwa Kaltrecken nebenher gehen kann.

Es ist zu erwarten, daß sich die Wirkung des Kaltreckens in Veränderungen des Kleingefüges widerspiegelt, daß es namentlich auf die Gestalt der Körner, auf ihre Größe und gegenseitige Anordnung Einfluß ausüben wird, wenn nicht die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Masse des Metalls bei gewöhnlichen Wärmegraden bereits so groß ist, daß die zeitweise gereckten Körner sich zu neuen Kristallkörnern anordnen können, die die Spuren der Formänderung nicht mehr zeigen.

Wir wollen zunächst das Kaltrecken von Eisen und Kupfer betrachten, wo dauernde Veränderung des Kleingefüges eintritt, und später auf Fälle übergehen, wo, wie beim Zinn, die Spuren des Kaltreckens im Gefüge zum Teil wenigstens wieder verschwinden.

**272.** Bereits öfter ist es versucht worden, Näheres über die inneren Vorgänge, über die Verteilung der Spannungen usw. beim Kaltrecken von Metallen zu ermitteln. Man hat sich nach dem Verfahren von Tresca und Kick Probekörper aus verschiedenen gefärbten Tonschichten hergestellt und diese der Formveränderung unterworfen. Durch Analogieschlüsse hat man die Beobachtungsergebnisse auch auf die plastischen Metalle übertragen. In vielen Fällen, besonders bei gewalztem Flußeisen, aber auch bei Kupfer, ist dieser Umweg zur Lösung der Frage ent-

<sup>1)</sup> Darstellung nach E. Heyn (*L*<sub>3</sub> 23).

behrlich. In geätzten Längsschliffen gewalzten Flußeisens erkennt vielfach bereits das unbewaffnete Auge eine feine parallele Streifung in der Streckrichtung, wie in Abb. 220. Die Änderung in der Anordnung dieser Streifung auf einem nach dem Kaltrecken durch den Probekörper gelegten und geätzten Schliff gibt ein unmittelbares Bild der im Inneren stattgehabten Vorgänge an verschiedenen Stellen des Probekörpers. Auf die Ursache dieser Streifung wird später näher eingegangen werden. Sie beruht auf Seigerung. Dünne phosphorreichere Streifen liegen in der Grundmasse des Eisens parallel zur Walzrichtung. Sie werden durch Ätzung mit Kupferammoniumchlorid dunkel gefärbt. Ein solches dunkles Band ist in Tafelabb. 55, Taf. XI, in 123facher Vergrößerung wiedergegeben. Langgestreckte linsenförmige nichtmetallische Einschlüsse (oxydischer oder sulfidischer Art) liegen im Band. Wie man mit Hilfe dieser Streifung beispielsweise die inneren Formveränderungen von Stauchproben aus Flußeisen in den einzelnen Stadien der Stauchwirkung verfolgen kann, sollen die Abb. 220—223 in 3,15facher Vergrößerung zeigen. Sie stellen Radialschliffe parallel zur Stauchrichtung durch die Probekörper nach der Ätzung mit Kupferammonchlorid dar. In Abb. 221 ist der zylindrische Probekörper mit den ursprünglichen Abmessungen 20 mm Durchmesser und 20 mm Höhe um 5,1 mm gestaucht. Die Streifung ist gekrümmt; die Krümmung ist um so stärker, je größer der Abstand von der Zylinderachse. In dieser tritt eine Stauchung der Streifen ohne Krümmung ein. Mittels Maßstabes kann man die für jeden einzelnen Streifen eingetretene Verkürzung ermitteln. Nach einer Stauchung um 8,7 mm, Abb. 222, tritt eine neue Erscheinung hinzu. Von den Ecken des Schliffes aus gehen dunkle Diagonalen nach innen, die ein äußeres ringförmiges Stück mit keilförmigem Querschnitt abgrenzen. Innerhalb der Diagonalen erleiden die Streifen auf kurzer Strecke eine doppelte Krümmung, woraus auf eine besonders starke Beanspruchung des Materials in den Diagonalen geschlossen werden kann, zumal ja auch erfahrungsgemäß der Bruch dort zuerst erfolgt. Wird die Stauchung noch weiter getrieben, z. B. wie in Abb. 223 bis zu einer Höhenabnahme von 14 mm, so verbreitern sich die Diagonalen zu breiten gekrümmten Bändern, im übrigen ist aber die Erscheinung ähnlich wie vorher. Tafelabb. 56, Taf. XI, die aus der Diagonale einer Stauchprobe entnommen ist, erklärt die Entstehung der dunkleren Färbung der Diagonalen. Sie ist bei 365facher Vergrößerung aufgenommen und zeigt lauter nahezu parallele dunkle Furchen, die durch das Ätzmittel ausgefressen sind. Außerhalb der Diagonalen sind solche Furchen nicht zu beobachten. Durch die Furchung wird das auf den geätzten Schliff auffallende Licht zerstreut zurückgeworfen, und dies ist die Ursache dafür, daß die Diagonalen dunkler erscheinen als die Umgebung. Abb. 224 zeigt durch die

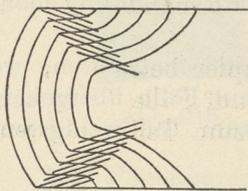


Abb. 224.

Schraffur die Lage der Furchen in bezug auf die Richtung der Diagonale und in bezug auf den Verlauf der Streifung in dieser. Derartige Furchen sind außerordentlich häufig in Längsschliffen durch zerrissene Probestäbe zu bemerken, wie Tafelabb. 57, Taf. XI, in 900facher Vergrößerung nach der Ätzung des Schliffes mit Kupferammonchlorid erkennen läßt. Die Furchen bestehen aus dicht aneinander gereihten, besonders tief ausgefressenen Ätzfiguren; ihre Richtung fällt im allgemeinen mit der Richtung der Zugkraft zusammen.

Das Auftreten der Furchen in den Diagonalen von Stauchproben und ferner auch die daselbst zu beobachtende Verlängerung der Ferritkörner in der Furchenrichtung lassen darauf schließen, daß innerhalb der Diagonale Zugkräfte gewirkt haben. Die Zugrichtung würde mit der Furchenrichtung zusammenfallen und ebenfalls durch die Schraffur in Abb. 224 gekennzeichnet sein. Tafelabb. 58, Taf. XII, ist eine Abbildung in 365facher Vergrößerung eines der hellen Streifen der Abb. 223. Die

**Stauchproben. Flußeisen. Radialschliffe parallel zur Stauchrichtung.**

Ätzung K. Lin. Vergr. 3,15.

Ursprünglicher Zustand.

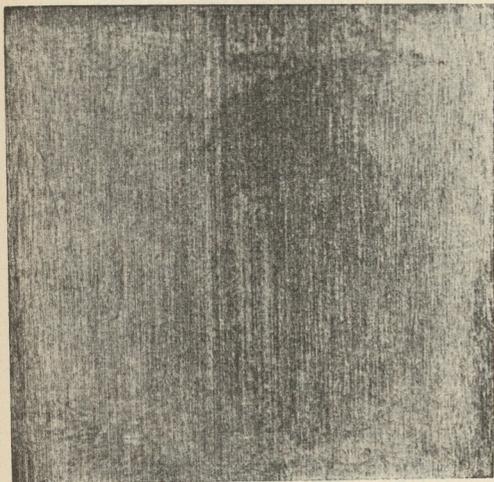


Abb. 220.

Höhenabnahme 5,1 mm.

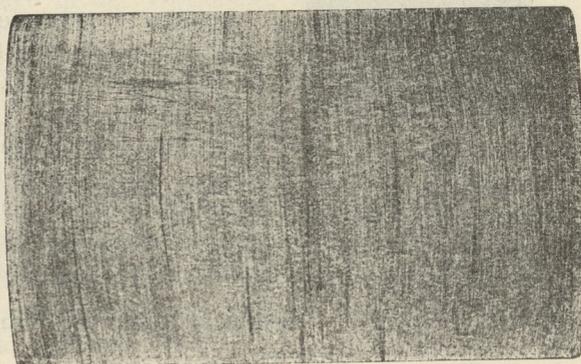


Abb. 221.

Höhenabnahme 8,7 mm.

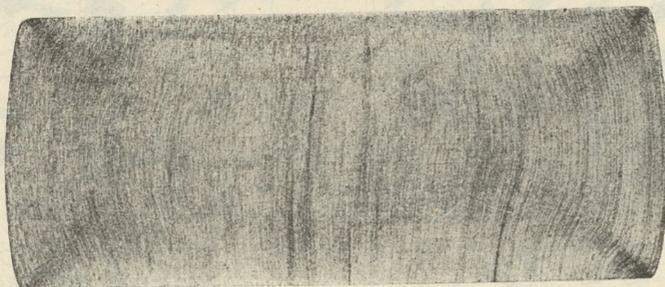


Abb. 222.

Höhenabnahme 14 mm.



Abb. 223.

ursprünglich gleichachsigen Körner sind durch die Stauchwirkung zu dünnen Platten umgewandelt. Bezeichnend für das Gefüge stark gestauchten Flußeisens sind die in der Abbildung dunkler erscheinenden, im wesentlichen senkrecht zur Stauchrichtung verlaufenden Schlieren (vgl. 265).

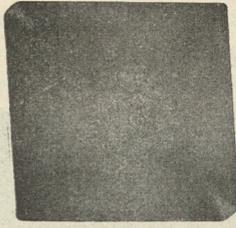


Abb. 225.

Querschliff durch einen kaltgereckten Vierkantstab aus Flußeisen. Ätzung K. Lin. Verg. 1.

273. Fällt der geätzte Schliff nicht in die Walzrichtung, so ist die oben gekennzeichnete Streifung nicht vorhanden und kann nicht mehr als Anhalt für die Beurteilung innerer Vorgänge beim Kaltrecken verwendet werden. Wohl aber vermag eine eingehendere Untersuchung noch Aufschlüsse zu gewähren, wie das folgende Beispiel zeigen soll. Ein Flußeisen mit 0,21 % C und 0,63 % Mn, das in Form eines gewalzten Rundeisens von 36 mm Durchmesser vorlag, wurde unter dem Dampfhammer kalt zu einem Vierkantstabe von 29 mm Seitenlänge ausgeschmiedet. Ein Querschliff wurde mittels Kupferammonchlorids geätzt, Abb. 225. Breite dunkle Bänder ziehen

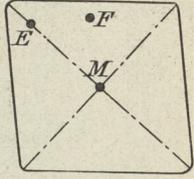


Abb. 226.

### Kaltgereckter Vierkantstab. Lin. Vergr. 300.

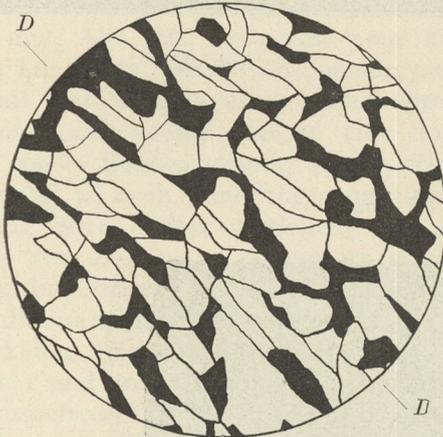


Abb. 227. Querschliff. Stelle E.

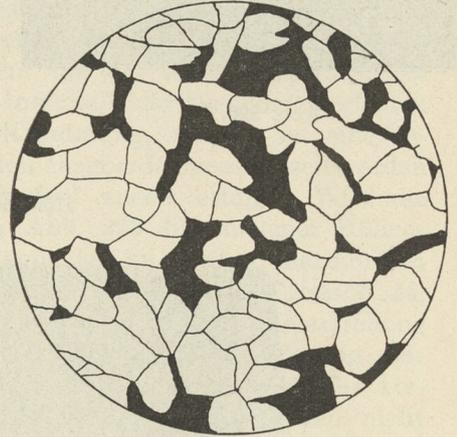


Abb. 229. Querschliff. Stelle M.

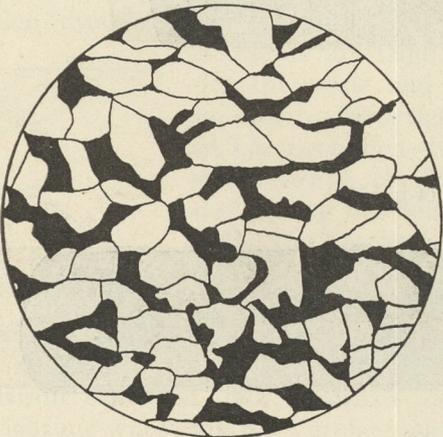


Abb. 228. Querschliff. Stelle F

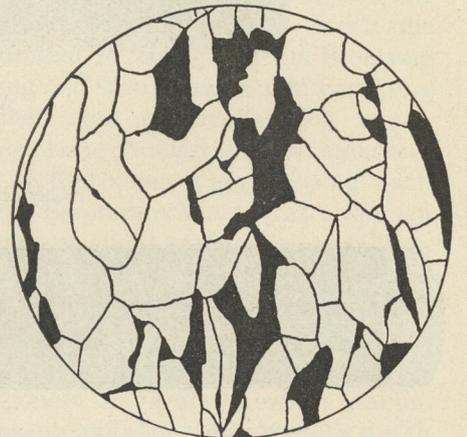


Abb. 230. Längsschliff. Stelle F.

↑  
Streckrichtung.

sich wieder von den Ecken diagonal nach innen. Sie sind wiederum die Begleiterscheinung einer dort stattgehabten stärkeren Beanspruchung. An den beiden abgerundeten Ecken links oben und rechts unten bemerkt man helle keilförmige Zwickel inmitten der dunkeln Umgebung, die wegen der Abrundung der Ecken eine geringere Beanspruchung zu ertragen hatten. Es zeigt dies, daß man sich auf diesem Wege auch ein Urteil über den Einfluß der Form der Probekörper auf die Vorgänge bei ihrer Formveränderung verschaffen kann. Es wurden nun an drei verschiedenen, in Abb. 226 eingezeichneten Stellen des Querschnittes,  $E$  = Stelle nahe einer Ecke in der Diagonale,  $F$  = Stelle nahe der Mitte einer Flachseite,  $M$  = Stelle mehr in der Mitte des Querschnittes, in 300facher Vergrößerung Handzeichnungen hergestellt, in denen der Perlit (251) schwarz, der Ferrit weiß dargestellt ist. Aus Abb. 227<sup>1)</sup>, die die Stelle  $E$  im Querschliff darstellt, geht eine Streckung der Ferritkörner nahezu in der Richtung der Diagonale  $DD$  hervor. Bei  $F$ , Abb. 228, und bei  $M$ , Abb. 229, zeigen die Ferritkörner im Querschliff kaum eine bevorzugte Längsrichtung. Legt man durch  $E$  und  $F$  noch Schiffe parallel zur Achse des Stabes, so findet man Streckung der Ferritkörner in dieser Richtung, wie aus Abb. 230 hervorgeht, die einem solchen Längsschliff bei  $F$  entspricht. Es ergibt sich hieraus, daß beim Kaltschmieden eines Rundstabes zu einem Vierkant die in den Diagonalen liegenden Körner nach zwei Richtungen, diagonal und achsial, gestreckt werden, daß sie sich also der Plattenform nähern. Bei  $F$  werden die Körner nur achsial gestreckt, sie nehmen also prismatische Form an. Die Folge davon ist, daß die Streckung der Teilchen innerhalb der Diagonale in achsialer Richtung geringer ist als z. B. an den Flachseiten bei  $F$ , daß also die diagonalen Teile in der Streckung zurückbleiben und die zwischen den Diagonalen liegenden Teile des Stabes bei der Streckung vorseilen, was auch durch die Form des Kopfendes des Stabes, das in Abb. 231 abgebildet, bestätigt wird.

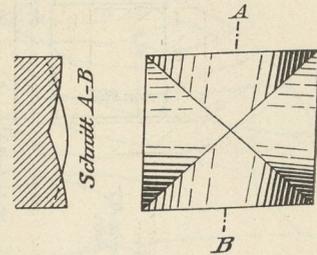


Abb. 231.

274. Eine Reihe von Untersuchungen wurde an Drahtmaterial vorgenommen. Es lag vor in Form von Walzdraht mit 5,2 mm Durchmesser, bezeichnet WI, und in verschiedenen daraus gezogenen Drähten. Die folgenden Ergebnisse beziehen sich nur auf einen gezogenen Draht von 3,7 mm Durchmesser, bezeichnet IDI. Das Material ist ein sehr kohlenstoffarmes Flußeisen, das nur geringfügige Mengen von Perlit enthält, also in der Hauptsache nur aus Ferritkörnern aufgebaut ist (seine Zusammensetzung ist C: 0,05; Si: 0,01; Mn: 0,29; P: 0,032; S: 0,056). Alle sich auf die Korngröße dieses Materials beziehenden Handzeichnungen sind in 300facher Vergrößerung angefertigt. Die Korngrößen wurden in der früher beschriebenen Weise (259) bestimmt. Auf dem Querschnitt des Materials zeigte sich in allen Stufen der Behandlung eine durch Seigerung bewirkte, scharfe Trennung in zwei Zonen, eine äußere hellere Randzone und eine innere dunklere Kernzone, deren Ursprung bis zum gegossenen Block zurückführt. Die Korngröße beider Zonen wies erhebliche Unterschiede auf. Abb. 232 gibt eine schematische Übersicht über Größe und Form der Körner in den verschiedenen Stufen der Behandlung des Materials. Hierbei ist der Einfachheit wegen die Gestalt der Körner auf eine prismatische mit gleichem Rauminhalt reduziert. Die Seite der quadratisch gedachten Kornfläche im Querschnitt der Drähte ist durch die Längen der wagrechten Grundlinien in Abb. 232 dargestellt. Die Länge der Körner in der Richtung der Achse des Drahtes ist schematisch durch

1) Die Aufstellung der Abbildungen entspricht genau ihrer Lage in Abb. 225 und 226.

die Höhen der Rechtecke wiedergegeben. Für Rand- und Kernzone ist das reduzierte Kornprisma getrennt ermittelt. Die in Abb. 232 oben gelegenen Parallelogramme entsprechen der Randzone, die unteren der Kernzone. Im ursprünglichen Walzdraht WI wird das reduzierte Kornprisma ein Würfel, d. h. die im Querschnitt im Längsschliff ermittelte durchschnittliche Fläche des Kornes ist die gleiche. Die Körner haben keine bevorzugte Längsrichtung. Nach dem Zerreißen des Walzdrahtes in der Zerreißmaschine sind die Körner in der Nähe der Bruchstelle erheblich langgestreckt; dementsprechend ist natürlich die im Querschliff gemessene Kornfläche kleiner als beim ursprünglichen Walzdraht, wie der Vergleich der Grundlinien der beiden Parallelogramme *a* und *b* ergibt. Das Volumen der Körner ist nach dem Zerreißen des Drahtes nahezu gleich demjenigen im ursprünglichen Zustande. Auffällig ist nun aber, daß in dem Draht IDI, der durch Kaltziehen aus WI erhalten wurde, sowohl in der Rand- wie in der Kernzone das Volumen der Körner erheblich kleiner geworden ist als im ursprünglichen Walzdraht (vgl. Parallelogramm *a* mit *c* und *a'* mit *c'*), daß also Zerteilen der Körner bei dem

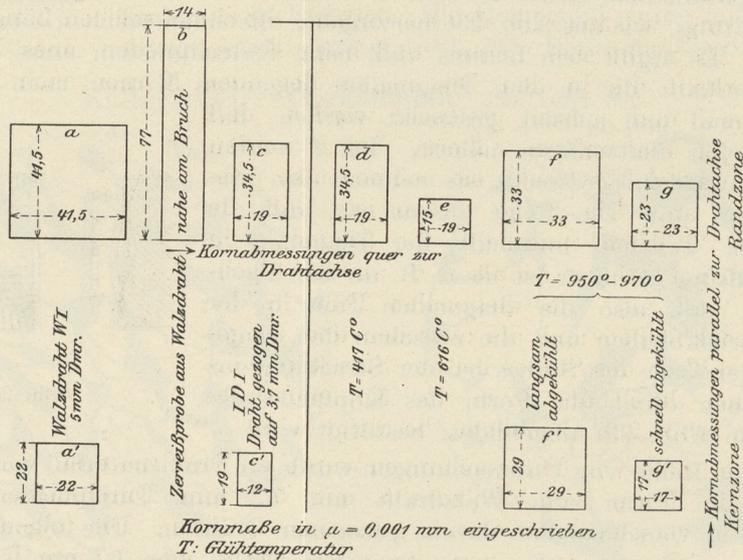


Abb. 232.

Ziehvorgänge eingetreten ist. Die Körner haben deutlich ausgesprochene Längsrichtung, zeigen aber keineswegs die langgestreckte Form der Körner in der Zerreißprobe.

Die Abb. 232 gibt nur über die allgemeine Form und Größe der Körner in den verschiedenen Zuständen Aufschluß. Über ihre wirkliche Gestalt und Verkettung sollen die Handzeichnungen in den Abb. 233—239 Aufklärung geben. (Vgl. hierzu Tabelle I, S. 232.) Abb. 233 zeigt das Gefüge des ursprünglichen Walzdrahtes im Querschnitt in der Randzone. Die Körner sind nahezu gleichachsig. Der Längsschliff weist genau das gleiche Bild auf. Die durchschnittliche Fläche  $\varphi_m$  der Ferritkörner<sup>1)</sup> ergab sich zu etwa 1600 bis 1700  $\mu^2$ . Nach dem Zerreißen des Walzdrahtes in der Zerreißmaschine zeigte sich im Längsschliff nahe der Bruchstelle, und zwar wiederum in der Randzone, das in Abb. 234 wiedergegebene Gefügebild. Die Streckung der Ferritkörner in der Zugrichtung ist unverkennbar. Man ist nun geneigt, vorauszusetzen, daß nach dem Ziehen des Walzdrahtes in einem Ziehen bis auf 3,7 mm Durchmesser die Gefügebildung ähnlich wie in

<sup>1)</sup> Sie wurde an erheblich größeren Flächen ermittelt, als in den Abbildungen wiedergegeben.

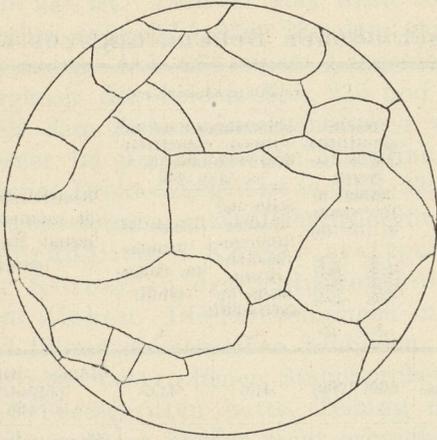


Abb. 233. Zustand *a*. Ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,2 mm Durchm. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1660 \mu^2$ .

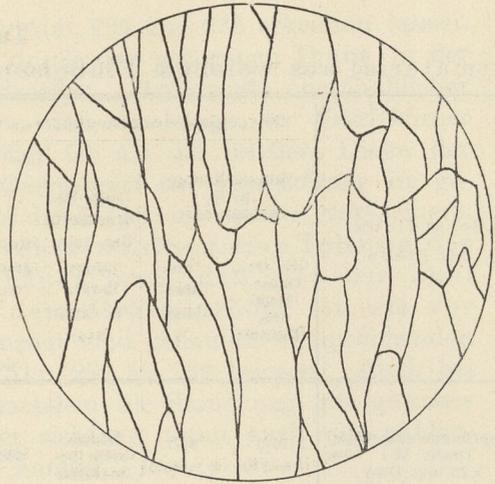


Abb. 234. Zustand *b*. Walzdraht WI nach dem Zerreißen in der Zerreibmaschine in der Nähe des Bruchs. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1110 \mu^2$ .

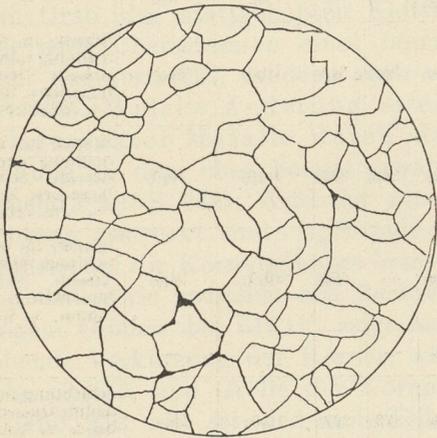


Abb. 235. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 353 \mu^2$ .

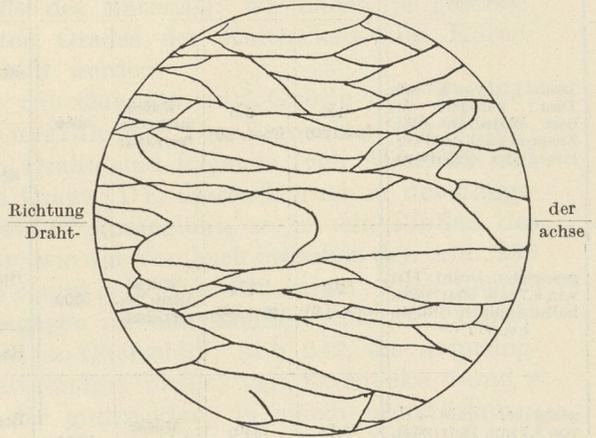


Abb. 236. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 650 \mu^2$ .

Richtung  
Draht-

der  
achse

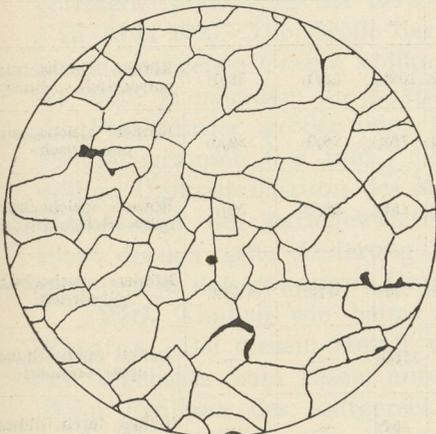


Abb. 237. Zustand *a*. Ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,2 mm Durchm. Querschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 475 \mu^2$ .

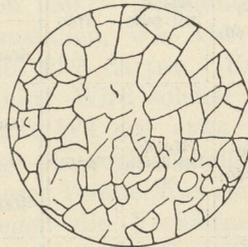


Abb. 238. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Querschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 144 \mu^2$ .

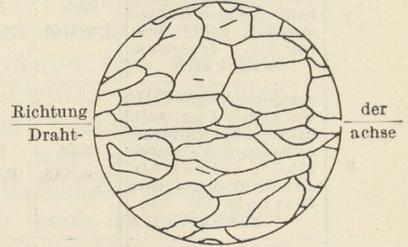


Abb. 239. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Längsschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 232 \mu^2$ .

Richtung  
Draht-

der  
achse

Tabelle I.

## Drahtmaterial aus weichem Flußeisen in verschiedenen Behandlungszuständen.

Bezeichnung der Zustände (s. Abb. 232—245)	Behandlung der Probe	Festigkeitseigenschaften				Gefügestand				Bemerkungen über die Anordnung und Gestalt der Ferrit- körner	
		Bruchdehnung in % bezogen auf		Lage des Knickes in der Dehnungs- kurve (s. Abb. 245)	Bruch- grenze $\sigma_B$	Durch- schnittliche Fläche der Ferrit- körner in $10^{-6}$ qmm $= 1 \mu^2$ im	Abmessungen der zu Prismen reduzierten Kornvolumina in $\mu$ s. Abb. 232		Länge des Prismas im Längs- schliff		
		die Ge- sam- länge des Drahtes	die Meß- länge b				Quer- schliff $\mu^2$	Längs- schliff $\mu^2$			Seite der quadra- tisch ge- dachten Korn- fläche im Querschliff $\mu$
				at	$\mu$	$\mu$					
a	ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,22 mm Dmr.	15,9 ( $l = 170$ )	24,7 ( $b = 68,5$ )	Knick nicht bemerkbar	3690	Randzone	1660	1790	41,5	41,5	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 233
						Kernzone	464	487	22,0	22,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 237
b	gewalzter Draht WI nach dem Zerreißen in der Zerreißmaschine. In der Nähe des Bruches.	—	—	—	—	Randzone	—	1110	14,4	77,1	Körner in der Zugrichtung stark gestreckt, s. Abb. 234
						Kernzone	—	—	—	—	—
c	Draht IDI von 3,7 mm Dmr., gezogen aus dem Walzdraht WI. Zustand nach dem Verlassen des Zieheisens.	1,3 ( $l = 150$ )	5,0 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	6880	Randzone	353	648	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenart. Kornform. s. Abb. 235 u. 236
						Kernzone	144	232	12,0	19,0	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenart. Kornform. s. Abb. 238 u. 239
d	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen bei 417 C°	5,0 ( $l = 150$ )	9,5 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	6300	Randzone	—	602	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenartige Kornform. s. Abb. 240.
						Kernzone	—	—	—	—	—
e	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen bei 616 C°	14,3 ( $l = 150$ )	31,0 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	3850	Randzone	373	297	19,0	15,4	Schichtung im Längsschliff. Querschliff wie bei c. s. Abb. 241 u. 242
						Kernzone	—	—	—	—	—
h	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 710 C° und 810 C°	22,5 ( $l = 150$ )	32,7 ( $b = 50$ )	Knick bei 2750 at	3780	Randzone	497	469	22,0	22,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, wie bei g; s. Abb. 244
						Kernzone	—	—	—	—	—
f	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 954 C° und 969 C°, langsam abgekühlt	22,6 ( $l = 150$ )	33,4 ( $b = 50$ )	Knick bei 2600 at	3700	Randzone	1135	1025	33,0	33,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 243
						Kernzone	850	762	29,0	29,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch
g	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 935 C° und 950 C°, schnell an der Luft auf einer Eisenplatte abgekühlt	20,2 ( $l = 150$ )	30,0 ( $b = 50$ )	Knick bei 2850 at	3960	Randzone	545	456	22,7	22,7	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 244
						Kernzone	266	328	17,2	17,2	Körner gleichachsigt, polyedrisch
i	Draht im Zustande f, 1/2 Std. bei 600 C° ge- glüht	—	—	—	—	Randzone	—	1150	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert
k	Draht im Zustande g, 1/2 Std. bei 610 C° ge- glüht	—	—	—	—	Randzone	—	457	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert

Abb. 234 ist. Dem ist aber nicht so, wie die Abb. 235 und 236 erkennen lassen. Hierbei entspricht Abb. 235 dem Querschliff durch den gezogenen Draht in der Randzone, Abb. 236 einem Längsschliff ebendasselbst. Bereits ein oberflächlicher Vergleich der beiden Abb. 233 und 236 zeigt, daß die Länge der Ferritkörner nach dem Ziehen durchschnittlich nicht größer ist als die mittlere Dicke der Körner im ursprünglichen Walzdraht. Der Querschnitt der Ferritkörner im gezogenen Draht dagegen ist (s. Abb. 235) etwa auf den 5. Teil ( $q_m = 353 \mu^2$ ) verkleinert. Es geht daraus unzweifelhaft hervor, daß durch das Ziehen eine Teilung der ursprünglichen Körner stattgefunden haben muß, daß also die Zahl der Körner in der Volumeinheit nach dem Ziehen größer ist als vor dem Ziehen. Die Erscheinungen in der Kernzone sind genau die entsprechenden und führen zu denselben Schlüssen, wie die Abb. 237 bis 239 belegen. Auch bei den oben besprochenen Stauchproben war, nachdem die Stauchung ein gewisses Maß überschritten hatte, Teilung der Körner sichtbar, wenn auch ein zahlenmäßiger Beleg hierfür nicht erbracht werden konnte.

Aus Obigem geht hervor, daß die Streckung der Körner in einer Richtung ein Kennzeichen für stattgehabtes Kaltrecken des Materials darstellt. Das Kennzeichen ist aber nur qualitativ. Quantitative Schlüsse sind daraus nicht ohne weiteres zu ziehen, denn der Grad der Streckung der Körner ist nicht proportional dem Grad des stattgehabten Kaltreckens des Materials; wir haben ja gesehen, daß nach Überschreiten eines bestimmten Grades des Kaltreckens die Körner nicht nur gestreckt, sondern auch unterteilt werden.

**275.** Welche Änderung erleidet die Gestalt und Größe der Körner kaltgereckter Metalle durch das Ausglühen? Die Ergebnisse der Untersuchung an dem oben bereits erwähnten Draht sind folgende (vgl. Abb. 232 und Tabelle I auf S. 232): Wird der gezogene Draht IDI, dessen Körner in der Längsrichtung gestreckt sind,  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $417\text{ C}^\circ$  ausgeglüht, so ist ein Einfluß des Glühens auf die Körnung kaum bemerkbar, wie der Vergleich zwischen den Abb. 236 und 240 sowie zwischen den Rechtecken  $c$  und  $d$  in Abb. 232 zeigt. Nach gleichlangem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$  zeigt sich dagegen im Längsschliff, Abb. 241, durchgehende Verkürzung der Körner, während im Querschliff, Abb. 242, die ursprüngliche Gestalt und Größe der Körner unverändert bleibt; vgl. Rechtecke  $c$  und  $e$  in Abb. 232. Es ist demnach Teilung der gestreckten, in einem unnatürlichen Zustande befindlichen Körner durch das Glühen erzielt worden. Dabei ist im Längsschliff immer noch deutliche Schichtung der kürzer gewordenen Körner parallel der Drahtachse übrig geblieben. Nach halbstündigem Ausglühen bei etwa  $950\text{ C}^\circ$  bis  $970\text{ C}^\circ$  ist dagegen im Gefüge des Drahtes eine durchgreifende Änderung eingetreten. Jede Spur der Streckung oder Schichtung ist verwischt (Abb. 243 und  $f$  in Abb. 232). Die Größe der Ferritkörner ist von der der Körner im ursprünglichen gezogenen Drahte vollkommen unabhängig geworden, was dadurch bewiesen ist, daß, je nachdem die Abkühlung von  $950\text{ C}^\circ$  langsamer oder schneller erfolgt, die Ferritkörner größer oder kleiner ausfallen, wie Abb. 243 und 244 sowie die Parallelogramme  $f$ ,  $g$  und  $f'$ ,  $g'$  in Abb. 232 dartun. Es deutet dies auf eine völlige Umkristallisation des Materials hin. Wird solcher bei  $950\text{ C}^\circ$  ausgeglühter Draht oder der warmgewalzte Walzdraht WI auf etwa  $600\text{ C}^\circ$  erhitzt, so tritt nicht die geringste Änderung im Gefüge ein (vgl. Tabelle I), was bemerkenswert ist, weil ja der gezogene Draht bei dieser Temperatur eine Gefügeänderung erlitt.

**276.** Ähnlich wie beim Eisen liegen die Verhältnisse beim kaltgereckten Kupfer. Bei diesem Metall überschauen wir die Verhältnisse leichter, weil hier im Gegensatz zum Eisen unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung auftritt. Beim Erhitzen des kaltgereckten Materials (z. B. kaltgezogener Draht) gibt es auch hier eine Grenztemperatur  $t_r$ , bis zu der Erhitzen keinen Einfluß auf die

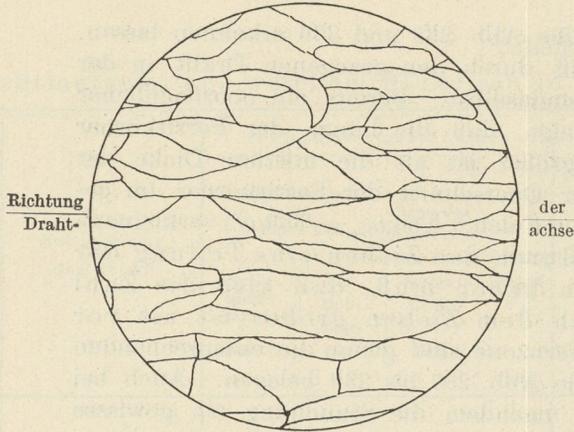


Abb. 240. Zustand *d*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $417\text{ C}^\circ$ . Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 600\ \mu^2$ .

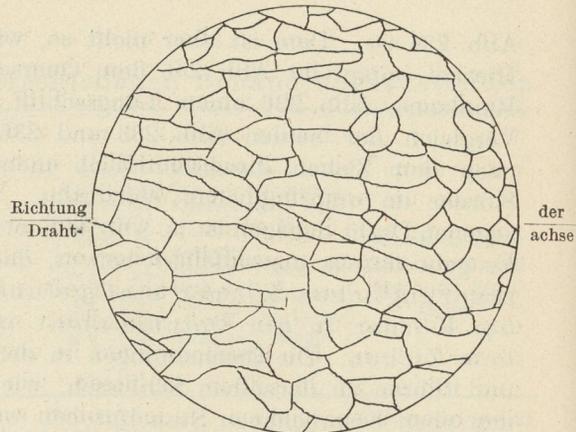


Abb. 241. Zustand *e*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$ . Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 297\ \mu^2$ .

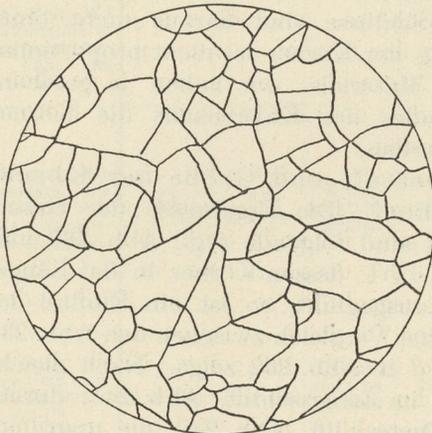


Abb. 242. Zustand *e*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$ . Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 373\ \mu^2$ .

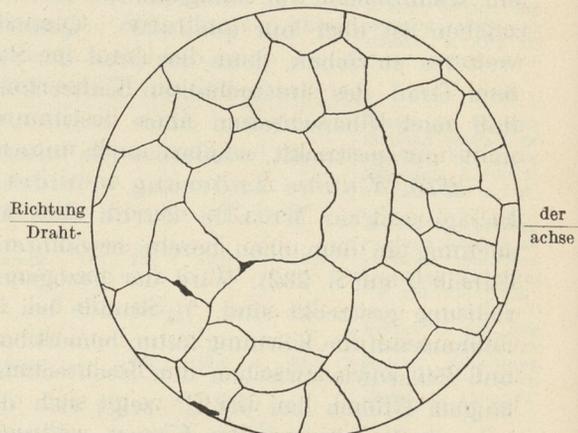


Abb. 243. Zustand *f*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $954$  bis  $969\text{ C}^\circ$ . Langsam abgekühlt. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1100\ \mu^2$ .

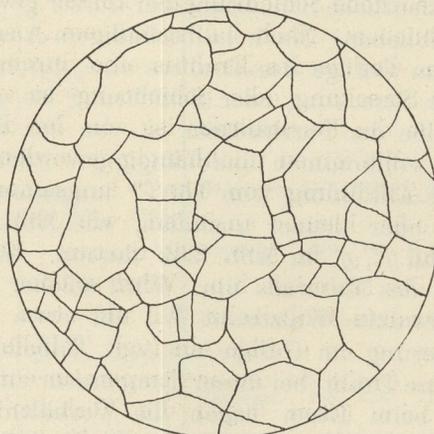


Abb. 244. Zustand *g*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $935$  bis  $950\text{ C}^\circ$ . Schnell an der Luft auf Eisenplatte abgekühlt. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 545\ \mu^2$ .

Gestalt der gereckten Körner ausübt. Erst wenn diese Grenztemperatur  $t_r$  erreicht oder überschritten wird, findet durchgreifende Änderung statt; die langgestreckten Körner werden gleichachsig wie beim Eisen und wachsen bei fortgesetzter Erhitzung, und zwar wächst die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  von der Grenztemperatur  $t_r$  ab in derselben Weise, wie es die Abb. 207 zeigt. Während beim kaltgereckten Eisen die Grenztemperatur  $t_r$  bei etwa  $600\text{ C}^\circ$  lag, ist sie bei Kupfer niedriger. Bei sehr reinen Kupfersorten (Elektrolytkupfer) z. B. bereits bei etwa  $220\text{ C}^\circ$ , bei weniger reinen Kupfersorten entsprechend höher bis zu etwa  $500\text{ C}^\circ$ .

Wir können allgemein sagen, daß die Temperatur  $t_1$  (Abb. 206), bei der Wachstum der Korngröße erzielt werden kann, durch das Kaltrecken herabgesetzt wird, und daß der Grenzwert  $t_r$  dieser herabgesetzten Grenze  $t_1$  entspricht. Bei Metallen ohne Umwandlung unterhalb der Erstarrung besteht somit die Möglichkeit, die durch irgendeine vorausgehende Behandlung erzielte durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu vermindern, darin, daß man das Metall kaltreckt. Hierdurch werden die

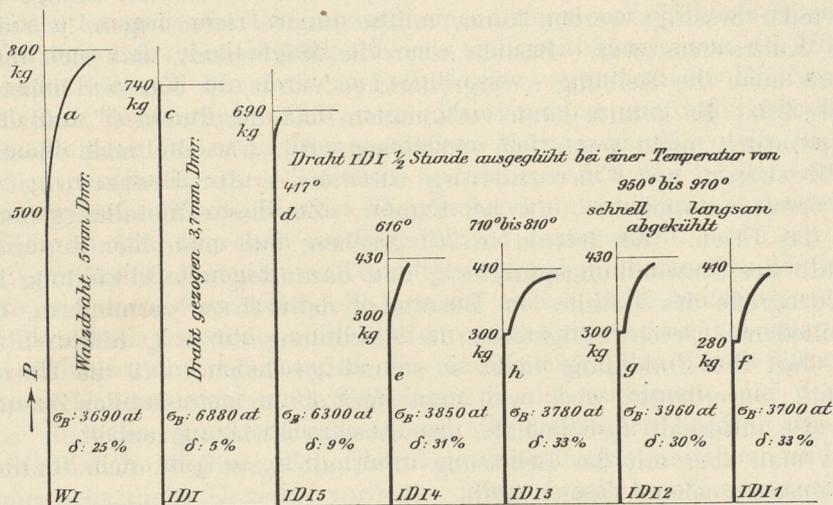


Abb. 245.

Körner gestreckt bzw. verkleinert. Beim nachträglichen Erhitzen bis auf  $t_r$  wird die Streckung der Körner beseitigt und es beginnt von neuem Wachstum der Kristallkörner nach dem in 260 angegebenen Gesetz.  $t_r$  würde dann dem untersten Grenzwert entsprechen, bei dem überhaupt durch andauerndes Erhitzen Vergrößerung der Körner möglich ist.

Ist die Korngröße durch Erhitzen auf eine bestimmte Temperatur  $t_n$ , die größer als  $t_r$  ist, während genügend langer Zeit auf das der Temperatur  $t_n$  entsprechende Höchstmaß  $\varphi_{m_n}$  gebracht, so ist die Grenztemperatur  $t_1$  für das Metall in diesem Zustande auf  $t_n$  gesteigert. Erhitzung unterhalb  $t_n$  hat dann keine Wirkung, wohl aber Erhitzung oberhalb  $t_n$ .

Auch dies können wir uns an der Hand der in 260 gemachten Überlegungen veranschaulichen. Wir stellen uns vor, daß das Metall vor dem Kaltrecken die Korngröße  $\varphi_{m_0}$  entsprechend dem Abstand  $l_0$  der beiden Kolben in Abb. 209 besaß. In diesem Falle würde die Grenztemperatur  $t_1$  durch die Abszisse des Punktes O in Abb. 210 angegeben. Die Wirkung des Kaltreckens besteht, wie wir gesehen haben, darin, die Zahl der Körner zu vergrößern, also die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu vermindern, nach dem Kaltrecken wird also  $\varphi_m'' < \varphi_{m_0}$ , und somit

$l'' < l_0$  sein. Der Druck der zwischen den Kolben eingeschlossenen Gasmenge muß bei Verringerung des ihr zur Verfügung stehenden Raumes steigen, und zwar von  $p_0$  auf  $p_0''$ . Solange die Reibung größer ist als der Druck, bleibt  $l$  unverändert, und bei der Erwärmung muß sich der Druck nach der Geraden  $p''$  ändern. Der Schnittpunkt  $O''$ , dessen Abszisse nun die untere Grenztemperatur  $t_r$  angibt, von der ab Vermehrung der Korngröße eintreten kann, liegt weiter nach links,  $t_r$  ist also kleiner als  $t_1$ .

Wir haben bei dieser Betrachtung angenommen, daß sich die Reibung  $r$  infolge des Kaltreckens nicht ändert, also auf das Gefügegleichgewicht übertragen, daß die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Körner durch das Kaltrecken nicht beeinflußt wird. Ob dies wirklich der Fall ist, läßt sich aus den bisherigen Versuchen nicht ohne weiteres erkennen. Wenn sie sich nicht wesentlich ändert, so müßte man aus Abb. 210 folgendes schließen. Mit wachsendem Grade des Kaltreckens müßte  $p_0''$  steigen, und dadurch würde der Schnittpunkt  $O''$  weiter nach links rücken, mithin die Grenztemperatur  $t_r$  nach unten verschoben. Das heißt aber, die Grenztemperatur, bei der die Deformation der Körner infolge des Kaltreckens wieder beseitigt werden kann, müßte um so tiefer liegen, je stärker der Grad des Kaltreckens war. Besteht aber die Möglichkeit, daß sich infolge des Kaltreckens auch die Reibung  $r$  vergrößert, so würde die Kurve  $r$  höher rücken, als in Abb. 210. Es könnte dann vorkommen, daß der Punkt  $O''$  und damit die Grenztemperatur  $t_r$  nicht wesentlich verschoben wird. Das sind noch offene Fragen.

Bei Metallen mit Umwandlung unterhalb der Erstarrung wird die Sachlage etwas verwickelter, als bei Kupfer. Zu diesen Metallen gehört ja bekanntlich das Eisen. Wir hatten in 261 gesehen, daß man hier durch Erhitzen bis oberhalb des Umwandlungspunktes  $t_u$  und darauffolgende Abkühlung imstande ist, die Korngröße des Metalles im Zustand  $A$  dadurch zu vermindern, daß man mit verschiedenen Geschwindigkeiten die Abkühlung durch  $t_u$  hindurch bewirkt; allerdings darf die Abkühlung nicht so schnell geschehen, daß die Umwandlung  $A' \rightarrow A$  bei  $t_u$  unterdrückt wird, weil man sonst  $A'$  im metastabilen Zustand ganz oder teilweise unterhalb  $t_u$  beibehält, also Abschreckwirkung erzielt.

Bleibt man aber mit der Erhitzung unterhalb  $t_u$ , so gilt auch für das Eisen das oben ausgesprochene Gesetz (276).

277. Eine Erscheinung ist noch zu besprechen. Wir hatten gesehen (275), daß die infolge Kaltreckens langgestreckten Körner in dem Eisendraht beim Erhitzen von  $t_r = 616\text{ C}^\circ$  ab zunächst nicht wachsen, sondern daß im Gegenteil infolge Unterteilung zunächst Vermehrung der Kornzahl und damit Verminderung der durchschnittlichen Korngröße eintritt (vgl. die beiden Körner  $d$  und  $e$  in Abb. 232). Erst bei weiterem Erhitzen findet dann Wachstum in der gesetzmäßigen Weise entsprechend den Gesetzen in 260 statt.

Danach ist das Gefügegleichgewicht nicht nur durch die Größe der Körner, sondern auch durch ihre Gestalt bedingt. Wir haben also außer einem Gefügegleichgewicht der Korngröße noch ein solches der Korngestalt. Im allgemeinen haben Metalle, wie Eisen, Kupfer usw., das Bestreben Kristallkörner zu bilden, die keine bevorzugte Wachstumsrichtung haben, wenn sie in ihrem Wachstum nicht durch besondere Umstände beeinflußt werden. Es entstehen dann Körner, die nach den drei Richtungen im Raume nahezu gleiche Abmessungen haben, und die wir kurz als gleichachsige bezeichnen wollen. Nach obigem entsprechen nur die gleichachsigen Körner dem Gefügegleichgewicht der Gestalt. Werden die Körner durch äußere Kräfte, wie z. B. durch das Kaltrecken gezwungen, langgestreckte Form anzunehmen, so sind sie nicht im Gleichgewicht; sie streben danach, gleichachsige zu werden. Diesem Bestreben können sie bei geringer Beweglichkeit der kleinsten Teilchen, also großem Wert von  $r$ , nicht nach-

kommen. Sie können dies erst, wenn durch Erhitzen auf  $t_r$  die Beweglichkeit genügend gesteigert wird; aber nicht unter Beibehaltung ihres ursprünglichen Volumens, sondern unter Teilung der gestreckten Körner in gleichachsige.

Soweit sich bis jetzt übersehen läßt, ist dieser Übergang aus der gestreckten Form der Körner in die gleichachsige, die von einer bestimmten Grenztemperatur  $t_r$  ab stattfindet, von weitergehenden Änderungen der mechanischen Eigenschaften begleitet, als der Übergang von gleichachsigen Körnern geringerer zu solchen größerer Abmessungen.

Die Streckung der Körner durch Kaltrecken ist nicht gleichbedeutend mit etwaigem säuligen Aufbau der Körner beim Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand (257). Auf diese säulig entwickelten Körner oder Zellen dürfen wir obige Gesetze nicht anwenden.

278. Wie hat man sich nun das Wachstum der Körner innerhalb erstarrter Metalle infolge Erhitzung vorzustellen, wenn wir zunächst nur Metalle ins Auge fassen, die unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung erleiden? Entweder vereinigen sich die benachbarten Körner zu einem größeren Korn, so daß die Umgrenzung des letzteren der Umgrenzung einer Gruppe von früheren Körnern folgt, oder die Grenzen des neugebildeten Kornes sind unabhängig von der Umgrenzung der früheren Körner. Der letztere Fall scheint, soweit meine Erfahrung reicht, in Wirklichkeit vorwiegend einzutreten. Das ist dann nur dadurch möglich, daß die zu einem neuen Korn zusammengefaßten Körner oder Korntheile die kristallographische Orientierung ihrer Teilchen ändern, so daß sie in dem neuen Korn alle gleich orientiert sind. Dies ist überraschend und widerspricht der landläufigen Anschauung von der Starrheit der Metalle und Legierungen,

Der Vorgang erinnert an das Verhalten von Schaumkammern, wie es namentlich von Quincke erforscht ist. So können sich z. B. in Seifenschaum die einzelnen durch Schaumwände voneinander getrennten Schaumkammern zu einer größeren Kammer vereinigen, indem die eine Kammer ihre Wände öffnet und die benachbarte Kammer oder einen Teil davon in sich aufnimmt. Bei den Schaumkammern sind die Oberflächenspannungen die treibenden Kräfte. Es ist zu erwarten, daß auch bei Kristallen Oberflächenspannungen bestehen, und also hier eine gemeinschaftliche Ursache vorliegt. Hierauf soll in 281 näher eingegangen werden.

279. Man kann sich den Fall vorstellen, daß der Schnittpunkt  $O$  der Abb. 210 wie in Abb. 246 links von der Ordinatenachse liegt, seine Abszisse also kleiner als  $0\text{ C}^\circ$  ist. Das würde bedeuten, daß auch bei gewöhnlicher atmosphärischer Temperatur die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen des Metalles so groß ist, daß die Körner ihrem Bestreben zu wachsen bis zu einem gewissen Grade nachkommen können. Die Grenztemperatur  $t_1$  ist dadurch unterhalb des Nullpunktes gerückt. Es ist dann aber auch zu erwarten, daß bei gewöhnlicher Temperatur die Beweglichkeit ausreicht, um den durch Kaltrecken gestreckten Körnern zu gestatten, das Gefügeggleichgewicht der Gestalt zu erreichen, also sich zu gleichachsigen Körnern umzuwandeln oder zu unterteilen. Die Folge davon müßte sein, daß dann bei gewöhnlicher Temperatur gar keine gestreckten Körner durch das Kaltrecken erzielt werden können, daß also durch das Kaltrecken nur Verkleinerung der Korngröße, aber keine Streckung eintritt.

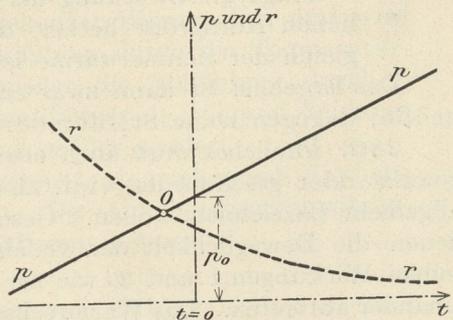


Abb. 246.

Dies trifft tatsächlich bei manchen Metallen, z. B. beim Blei und beim Zinn zu. Abb. 247a zeigt in 117facher Vergrößerung das Gefüge einer kaltgewalzten Zinnfolie nach Ätzung mit alkoholischer Salzsäure. Die Folie wurde aus einem

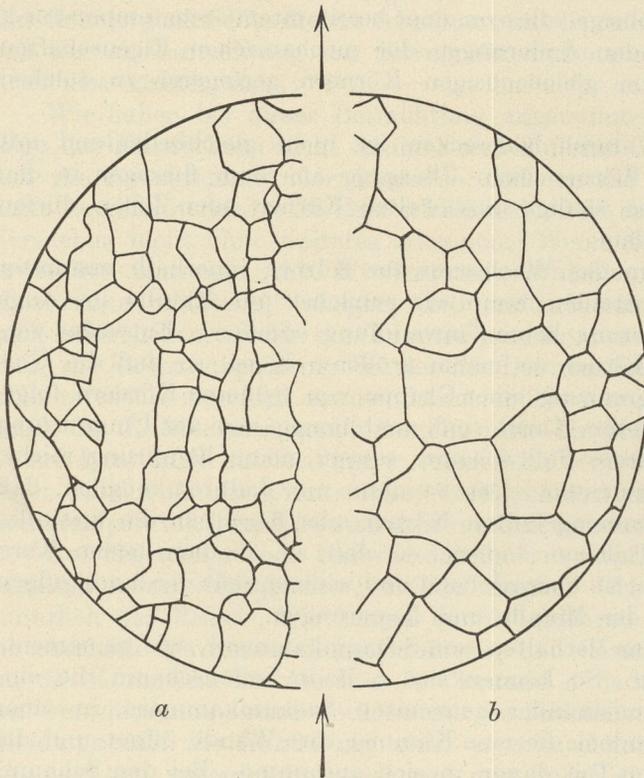


Abb. 247.  
Lin. Vergr. 117.

Stück gegossenem Zinn von einer Dicke von 7 mm auf eine Dicke von 0,04 mm bei Zimmerwärme (20 C°) gewalzt. Es wurde darauf Bedacht genommen, daß das Metall während des Walzens auf dieser Temperatur erhalten wurde. Die Ätzung geschah unmittelbar nach dem Walzen. Die Walzrichtung ist in Abb. 247 durch Pfeil angedeutet. Die Körner sind gleichachsiger und zeigen keine Streckrichtung. Beim nachfolgenden Glühen war unterhalb 200 C° keine wesentliche Veränderung der Korngröße zu erzielen. Wurde das kaltgewalzte Zinn bei dieser Temperatur während drei Stunden erhitzt, so stieg die durchschnittliche Korngröße von  $2130 \mu^2$  im kaltgereckten Zinn auf  $5700 \mu^2$  (s. Abb. 247 b, Vergrößerung 117, kaltgerecktes Zinn glüht).

Die Wirkung des Kaltwalzens kann man sich in diesem Falle zerlegt denken:

1. in eine Wirkung, die Zerkleinerung und Strecken der Körner hervorbringt, und
2. in die Wirkung des Glühens, das hier bei Zimmerwärme geschieht. Sie beseitigt die Streckung der Körner und führt den Wert der durchschnittlichen Korngröße herbei, der als Grenzwert für die Glüh Temperatur, die gleich der Zimmerwärme ist, gilt.

Das Ergebnis ist dann zwar eine Störung des Gefügleichgewichts der Korngröße, dagegen keine Störung des Gefügleichgewichts der Korngestalt.

280. Ähnliches muß auch erwartet werden, wenn z. B. Kupfer in Glühhitze gewalzt oder geschmiedet wird, also beim Warmrecken, wie wir diese Vorgänge allgemein bezeichnen wollen. Geschieht das Warmrecken bei Wärmegraden, bei denen die Beweglichkeit der Teilchen bereits genügend groß ist, so können dieselben Wirkungen 1 und 2, wie sie im vorigen Absatz angegeben wurden, nebeneinander auftreten. Das Warmrecken wird Zerkleinerung und Streckung der Körner anstreben. Dem entgegen wirkt der Einfluß der Temperatur, der die Streckung der Körner beseitigt und ihr Volumen zu vergrößern sucht. Das Endergebnis muß ein Haufwerk gleichachsiger Körner sein. Geht man mit der Temperatur des Warmreckens herab, so kann die Wirkung 1 gegenüber der von 2 stärker hervortreten, bis schließlich 1 überwiegt und so die Wirkung des Kaltreckens erzielt wird. Der Übergang von Warmrecken zum Kaltrecken ist sonach allmählich und ununterbrochen.

Bei der üblichen Walztemperatur (Rotglut) gewalztes Kupfer zeigt tatsächlich keine Streckung der Körner in der Walzrichtung; die Körner sind vollständig gleichachsigt.

Beim nachträglichen Glühen des warmgereckten Kupfers treten dieselben Erscheinungen auf, wie in 260 besprochen. Auch hier wird Vergrößerung der Körner abhängig von der angewandten Temperatur und Glühdauer erzielt. Die Grenztemperatur  $t_1$ , bei der sich die Wirkung bemerkbar zu machen beginnt, hängt ab von der durch das Warmrecken erzielten Korngröße. Ist diese z. B. größer als die, welche man durch genügend langes Glühen bei  $t_6$  (Abb. 206) erhalten wird, so hat Glühen unterhalb  $t_6$  keinen Einfluß. Liegt sie aber unterhalb dieses Grenzwertes, so wird bei  $t_6$  die Korngröße vermehrt. Je nach dem Grade des Warmreckens wird sonach die untere Grenztemperatur  $t_1$  verschoben.

Die Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Warmrecken kann bei Kupfer keinen erheblichen Einfluß auf die sich einstellende Korngröße ausüben. Es wäre ja denkbar, daß die oben geschilderte Wirkung 2 gegenüber der Wirkung 1 etwas verstärkt wird, wenn die Abkühlung von der Temperatur des Warmreckens sehr langsam geschieht. Dieser Einfluß könnte sich namentlich bei schweren Walzstücken bemerkbar machen, die wegen ihrer großen Masse zur Abkühlung sehr lange Zeit benötigen. Es wäre hier nicht ausgeschlossen, daß durch plötzliches Abschrecken in Wasser der fortgesetzte Einfluß der Wirkung 2 abgeschnitten wird, so daß zwischen langsam und schnell abgekühltem Material ein kleiner Unterschied in dem Verhältnis der beiden Wirkungen 1 und 2 bestehen bleibt. Bei kleinen Werkstücken habe ich bisher noch keinen Unterschied feststellen können. Den Einfluß bei großen Werkstücken zu beobachten, hatte ich bisher noch keine Gelegenheit. Jedenfalls wird der Hauptzweck, den man mit dem Abschrecken des gewalzten Kupfers in Wasser in der Praxis verfolgt, der sein, daß der Glühspan abgeschüttet und so bei weiter fortgesetztem Recken in der Wärme oder Kälte das Hineinarbeiten des Glühspans in das Material vermieden wird.

Bei Eisen- und Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, wie überhaupt bei allen metallischen Stoffen, die unterhalb der Erstarrung Umwandlungen durchmachen, werden die soeben für Kupfer geschilderten Verhältnisse verschoben. Sobald das Warmrecken oberhalb der Umwandlungstemperatur bzw. des Umwandlungsbereiches  $t_u$  vor sich geht, bei der die Form  $A'$  stabil ist, so ergeben sich dieselben Gesetze wie beim Kupfer; sie beziehen sich aber alle auf die Kristallkörner der Form  $A'$ . Wird nun das Werkstück von der Temperatur des Warmreckens abgekühlt, so erfolgt bei  $t_u$  der Übergang von  $A'$  in  $A$ , und damit vollständige Umkristallisation. Diese ist nun unabhängig von dem vorausgehenden Warmrecken und wird nur beeinflußt durch die Geschwindigkeit der Abkühlung durch die Temperaturzone  $t_u$  entsprechend dem Gesetz in 259. Je schneller die Abkühlung durch  $t_u$  hindurch geschieht, um so kleiner werden die Kristallkörner  $A$ , während bei langsamer Abkühlung durch  $t_u$  die Körner entsprechend größer werden.

Wird unterhalb der Temperaturzone  $t_u$  warmgereckt, so spielen sich ähnliche Vorgänge wie beim Warmrecken des Kupfers ab. Die Abkühlungsgeschwindigkeit ist dann ohne Einfluß auf die Größe der erhaltenen Körner.

#### d) Betrachtungen über Gefügegleichgewichte und Oberflächenspannung.

281. Bei Betrachtung der Phasengleichgewichte (21—140) war der Einfachheit wegen die Wirkung der Kapillarkräfte ausgeschaltet worden. Wird diese aber mitberücksichtigt, so stellen sich noch zusätzliche Gleichgewichtsbedingungen ein, die die Größe und die Gestalt der einzelnen Phasen betreffen.

Gelingt es, zwischen dem u-förmig gebogenen Draht  $a'aa'$  und dem Draht  $bb$  in Abb. 248 ein Flüssigkeitshäutchen, z. B. von Seifenlösung, dadurch auszuspannen, daß man die Drähte in der Flüssigkeit einander nähert und sie dann auseinander zieht, so hält die Flüssigkeitshaut einem bestimmten Gewicht  $P$  das Gleichgewicht (Dupré und van der Mensbrugghe), wenn der Draht  $aa$  festgehalten wird. Die getragene Kraft  $P$  ist proportional der Länge  $l$  des Häutchens. Das Häutchen kann, auf die Einheit der Länge bezogen, das Gewicht  $P/l$  tragen. Da das Häutchen zwei Oberflächen hat, ergibt sich für eine Oberfläche der Betrag  $\sigma = \frac{P}{2l}$ , meist ausgedrückt in dyn/cm.

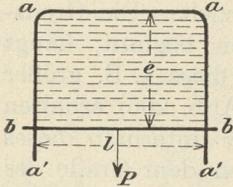


Abb. 248.

Diese Größe wird als die Oberflächenspannung an der Grenzfläche zwischen Flüssigkeit und Luft bezeichnet.

Zu bemerken ist, daß  $P$  unabhängig von  $e$  ist. Das Häutchen verhält sich nicht wie ein elastischer Körper, bei dem die Kraft zur Anspannung mit der Verlängerung wächst.

Die Arbeit, die erforderlich ist, um das Häutchen so weit auszudehnen, daß der Abstand zwischen den beiden Drähten gleich  $e$  wird, ist  $Pe$ . Führt man den Wert der Oberflächenspannung ein, so ergibt sich diese Arbeit für eine der beiden Grenzflächen des Häutchens zu  $\sigma \cdot l \cdot e = \sigma f$ , wenn mit  $f$  die eine der beiden Grenzflächen des Häutchens gegenüber der Luft bezeichnet wird. Die Größe  $\sigma f$  nennt man die Oberflächenenergie. Um die Grenzfläche des Flüssigkeitshäutchens von Null auf den Wert  $f$  zu bringen, ist die Arbeit  $\sigma f$  aufzuwenden. Die Oberflächenspannung der Grenzfläche ist abhängig von der Art der Flüssigkeit und dem Medium, das in der Grenzfläche an die Flüssigkeit angrenzt, in diesem Falle also die Luft.

Oberflächenspannung besteht in jedem Falle, wenn sich zwei Stoffe in bestimmten Grenzflächen berühren (vgl. hierüber Freundlich,  $L_3$  31).

Kann sich ein Flüssigkeitshäutchen z. B. als Grenzfläche einer Seifenblase bilden, und sehen wir von der geringen Wirkung der Schwerkraft ab, so nimmt die Seifenblase Kugelgestalt an. Sucht man die Gestalt der Blase künstlich zu ändern, so geht sie immer wieder in die Kugelgestalt zurück, wenn die äußere Einwirkung aufhört.

Dies folgt aus einem allgemeinen Gesetz, das zuerst von Gibbs ( $L_1$  8) thermodynamisch abgeleitet wurde. Es besagt, daß Gleichgewicht nur dann herrscht, wenn die Summe der Oberflächenenergien einen Mindestwert besitzt. Da nun bei einer Kugel die kleinste Oberfläche den verhältnismäßig größten Raum umspannt, so wird die Oberflächenenergie einen Mindestwert annehmen, wenn die Oberfläche am kleinsten ist, also wenn die Seifenblase Kugelform hat.

Aus gleichen Gründen nimmt ein in einer Flüssigkeit  $F_1$  schwebender Tropfen einer mit  $F_1$  nicht mischbaren zweiten Flüssigkeit  $F_2$  Kugelform an.

Man hat sich nun Oberflächenspannung nicht nur in der Grenzfläche von Flüssigkeiten, sondern auch an der Grenzfläche von festen Stoffen und Flüssigkeiten, ja sogar an den Grenzflächen zwischen festen Stoffen zu denken.

Steht ein Kristall in Berührung mit einer gesättigten Mutterlauge, so bildet sich an der Grenzfläche beider Spannung aus. Würde die Oberflächenspannung auf allen möglichen Grenzflächen, die sich etwa einstellen könnten, gleich sein, so müßte der Kristall auf Grund des obigen Gesetzes Kugelform annehmen. Aus der Erfahrung, daß die Kristalle von ebenen regelmäßigen Kristallflächen begrenzt zu werden pflegen, ist zu schließen, daß bei den kristallisierten Stoffen die Oberflächenspannung auf den verschiedenen denkbaren Flächen verschieden ist. Es werden sich dann die Flächen ausbilden, die die kleinste Oberflächen-

spannung besitzen, und das sind eben die Kristallflächen. Der Bedingung, daß  $\Sigma\sigma f$ , die Summe der Oberflächenenergien, den Kleinstwert haben muß, wenn Gleichgewicht bestehen soll, entspricht dann eine von der Kugelform abweichende Begrenzung durch ebene Flächen. Diese Betrachtungsweise ist von P. Curie (*L*<sub>3</sub> 32) entwickelt.

Nimmt man an, daß bei einem bestimmten Stoffe die kleinste Oberflächenspannung auf den Würfelflächen herrscht, so wird der Stoff in Würfelform kristallisieren. Auf allen Würfelflächen ist die Oberflächenspannung gleich. Wird der Würfel durch irgendeine äußere Kraft zu einem Prisma bleibend lang gestreckt (nicht elastisch, denn dann ist es selbstverständlich, daß er wieder seine ursprüngliche Form anzunehmen bestrebt ist), so ist er nicht mehr im Gleichgewichtszustand. Das Prisma hat gegenüber dem ursprünglichen Würfel größere Oberfläche, und damit ist bei dem Prisma  $\Sigma\sigma f$  größer als bei dem raumgleichen Würfel. Der gestreckte Kristall wird bestrebt sein, in die Gleichgewichtslage zurückzugehen, also wieder Würfelgestalt anzunehmen, vorausgesetzt, daß die Beweglichkeit seiner Teilchen unter den bestehenden Bedingungen dies zuläßt.

Damit haben wir aber das früher besprochene Gefügegleichgewicht der Gestalt. Dies erklärt auch, warum in kaltgereckten metallischen Stoffen langgestreckte Körner bei genügender Erwärmung ihrem Bestreben, gleichachsige Körner zu bilden, nachkommen (277).

Stellen wir uns nun ein Haufwerk von Kristallkörnern vor, wie wir es bei metallischen Stoffen finden. Eine gegebene Masse des Stoffes ist in  $n$  Körner unterteilt. Längs jeder Grenzfläche zwischen den Körnern haben wir eine Oberflächenspannung anzunehmen. Die Summe der Oberflächenenergien  $\Sigma\sigma f$  hängt von der Anzahl der Grenzflächen  $f$  ab. Diese wird um so größer sein, je weiter die Masse in Körner unterteilt, je größer also  $n$  und damit je kleiner die durchschnittliche Korngröße ist. Die Größe der Grenzflächen wird dann den Mindestwert haben, wenn die ganze gegebene Masse des Stoffes nur aus einem Korn besteht. Dann ist auch  $\Sigma\sigma f$  am kleinsten. Solange dieser Zustand nicht erreicht ist, befindet sich das System nicht im Gleichgewicht; es wird dann suchen, sich diesem Gleichgewicht zu nähern, soweit es die Beweglichkeit der Teilchen zuläßt. Damit kommen wir auf das früher besprochene Gefügegleichgewicht der Korngröße.

## 7. Das Gefüge als Mittel zur Feststellung der Vorbehandlung des Materials.

282. Wie in dem Vorausgegangenen gezeigt wurde, hinterläßt die Vorbehandlung, die ein metallischer Stoff durchgemacht hat, in einer ganzen Reihe von Fällen Kennzeichen im Gefüge. Dadurch wird auf der anderen Seite auch die Möglichkeit an die Hand gegeben, aus dem Gefüge Rückschlüsse auf die vorausgegangene Behandlung des Materials zu ziehen. Hierdurch ist die Forschung um ein wertvolles Hilfsmittel bereichert, das überraschende Aufschlüsse und vor allen Dingen einen tieferen Einblick in das Wesen der metallischen Stoffe gestattet.

Die Entwicklung der Gefügelehre und der Verfahren, das Gefüge der metallischen Stoffe sichtbar zu machen, ist zurückzuführen auf Männer wie Sorby, Martens, Osmond, Tschernoff, Roberts-Austen, Heycock und Neville, Charpy, Stead, Howe, Sauveur, Arnold, Wedding usw.<sup>1)</sup> Die Arbeiten Sorbys über das Kleingefüge sind die älteren, sie stammen bereits aus dem Jahre 1863. Sie blieben zunächst unbekannt, bis Martens unabhängig davon seit 1878 seine grundlegenden Arbeiten veröffentlichte, die mit dem bewußten

<sup>1)</sup> Über die geschichtliche Entwicklung der Metallographie vgl. O. Bauer (*L*<sub>3</sub> 34).

Ziel durchgeführt waren, aus dem Kleingefüge herauszulesen, welche Behandlung die Stoffe erfahren hatten. Osmond brachte insbesondere auf dem Gebiet der Eisenlegierungen die Gefügelehre zu einer klassischen Entwicklungsperiode. In Deutschland ist für die Entwicklung der Gefügelehre (nach Osmond Metallographie benannt) das jetzige Kgl. Materialprüfungsamt in Gr.-Lichterfelde (früher mechanisch-technische Versuchsanstalt) das Kristallisationszentrum gewesen. Seiner Tätigkeit ist der Aufschwung der wissenschaftlichen Gefügelehre in Deutschland zuzuschreiben. (Vgl. hierüber *L*<sub>3</sub> 33, wo der Verfasser Gelegenheit nahm, bei Gelegenheit eines von anderer Seite gehaltenen Vortrags über „die Bedeutung der Metallographie“ an den Anteil zu erinnern, den das Materialprüfungsamt an der Entwicklung dieses Zweiges der Wissenschaft gehabt hat.)

Man kann das Gefüge der metallischen Stoffe mit Urkunden vergleichen, in denen gewisse aktenmäßige Aufzeichnungen über die Vorbehandlung des Materials niedergelegt sind. Die Urkunden sind allerdings in einer Sprache und in Schriftzeichen geschrieben, die nicht ohne weiteres verständlich sind. Ihre Entzifferung ist das Ergebnis mühseliger Forschung gewesen. Sie war nur dadurch möglich, daß man auf dem Wege des unmittelbaren Versuchs den gesetzmäßigen Zusammenhang zwischen willkürlich erzeugter Vorbehandlung und dem dadurch hervorbrachten Gefüge ermittelte, und dies ist auch heute noch der einzige Weg für ersprißliche Forschung. Alle Versuche, ohne diesen unmittelbaren Versuch etwas aus dem Gefüge herauszudeuten, gehören in das Bereich der Phantasie und sind von der wissenschaftlichen Gefügelehre ebensoweit entfernt wie die Astrologie von der Astronomie.

Hervorragenden Anteil an der Entzifferung der Schriftzeichen und der Sprache der Gefügeurkunden hat auch die Phasenlehre genommen, deren Entwicklungsgeschichte verknüpft ist mit den Namen Gibbs, Bakhuis-Roozeboom, H. Le Chatelier u. a. m. Das *c, t*-Bild (vorausgesetzt, daß es wirklich einwandfrei und bis in die Einzelheiten festgesetzt ist) ist für die Schlüsse, die das Gefüge an die Hand gibt, etwas Ähnliches wie ein Dechiffrierschlüssel.

Die Aufgaben der Gefügelehre können zusammengefaßt werden wie folgt:

1. Beschreibende Feststellung der einzelnen Gefügebildner der metallischen Stoffe; Ermittlung ihrer chemischen Zusammensetzung und ihrer chemischen und physikalischen Eigenschaften, sowie ihrer Anordnungsweise.
2. Ermittlung der Veränderung in der Art und Anordnung der Gefügebildner, die durch verschiedene Behandlung des Materials (Erwärmen, Abschrecken, Kalt- und Warmrecken, chemische Einwirkung, Gasaufnahme usw.) hervorgerufen werden.
3. Ermittlung der Änderung der Eigenschaften der metallischen Stoffe, die durch die unter 2. genannten Gefügeänderungen bedingt sind. Ermittlung der Gesetze, die diese Änderungen miteinander verknüpfen.

Wir werden uns in den verschiedenen Abschnitten dieses Buches beständig mit diesen Aufgaben zu beschäftigen haben.

## V. Allgemeines über die Eigenschaften der metallischen Stoffe.

283. Das unter 209 bis 225 über die Abhängigkeit verschiedener physikalischer Eigenschaften der metallischen Stoffe von ihrer chemischen Zusammensetzung Mitgeteilte soll im folgenden nach verschiedenen Richtungen hin ergänzt werden. Die Eigenschaften sind im wesentlichen abhängig von der chemischen Zusammensetzung, von der Temperatur des Stoffes und schließlich von der Art der Vorbehandlung. Man kann dies durch die folgende mathematische Ausdrucksweise kurz zusammenfassen:

$$q = f(c, b, t),$$

worin  $q$  irgendeine zahlenmäßig bestimmbare Eigenschaft des metallischen Stoffes ist,  $c$  die chemische Zusammensetzung,  $b$  die Vorbehandlung und  $t$  die Temperatur bezeichnet. Besteht die Legierung aus zwei Stoffen, so wird die chemische Zusammensetzung durch eine einzige Veränderliche  $c$  angedeutet, die den Prozentgehalt der Legierung an einem Stoff angibt. Die Menge des zweiten Stoffes ist dann gleich  $100 - c$ . Ist die Legierung aus drei Stoffen aufgebaut, so treten an Stelle von  $c$  zwei Veränderliche  $c_1$  und  $c_2$  usw. Während  $c$  und  $t$  durch Zahlenwerte gekennzeichnet werden können, ist der Einfluß der Vorbehandlung nicht ohne weiteres zahlenmäßig ausdrückbar. Der Einfluß von  $b$  auf die Zahlenwerte der Eigenschaften  $q$  ist aber in der Regel recht beträchtlich.

Wählt man z. B. eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung von 1% Kohlenstoff und untersucht ihre Eigenschaften bei gewöhnlicher Temperatur  $t = 20\text{ C}^\circ$ , so sind die Größen  $c$  (Prozentgehalt an Kohlenstoff = 1) und  $t$  unveränderlich. Die einzige Veränderliche, von der die Eigenschaften  $q$  der Legierung abhängig sind, ist die Vorbehandlung  $b$ . Die Eigenschaft  $q$ , z. B. die Zugfestigkeit, ist wesentlich verschieden, je nachdem, ob die Legierung vorliegt als gegossener Block, als gegossener oder geglühter Block, als geschmiedeter oder gewalzter Stab, oder als gewalzter bzw. geschmiedeter und nachträglich geglühter Stab, ferner je nachdem ob beim Glühen des Stabes die Abkühlung durch die Temperatur  $700\text{ C}^\circ$  langsam oder sehr rasch vor sich ging usw.

Wählt man dieselbe Legierung mit 1% Kohlenstoff und verfolgt ihre Eigenschaften in einem ganz bestimmten Behandlungszustand, beispielsweise innerhalb einer und derselben geschmiedeten Stange, bei verschiedenen Temperaturen  $t$ , so sind die Größen  $c$  und  $b$  als Unveränderliche zu betrachten,  $q$  hängt nur noch von der Veränderlichen  $t$  ab. Die untersuchte Eigenschaft  $q$ , z. B. die Zugfestigkeit, wird bei verschiedenen Temperaturen verschieden sein. Die Abhängigkeit läßt sich dann durch eine Schaulinie darstellen mit der Temperatur als Abszisse und dem Ausmaß der untersuchten Eigenschaft  $q$  als Ordinate. Die Schau-

linie soll als  $t, q$ -Linie bezeichnet werden. Würde man nun auch noch die Behandlungsweise  $b$  veränderlich machen, dadurch, daß man die Legierung in verschiedenen Zuständen der Vorbehandlung (gegossen, geschmiedet usw.) der Untersuchung unterwirft, so wird man im allgemeinen ebensoviel Schaulinien  $t, q$  erhalten, als man verschiedene Behandlungszustände  $b$  hat.

Schließlich kann man auch  $b$  und  $t$  unveränderlich halten und nur  $c$  ändern lassen. Dies würde z. B. möglich sein, wenn man verschiedene Legierungen des Eisens mit dem Kohlenstoff mit steigenden Gehalten  $c$  an Kohlenstoff in möglichst gleicher Vorbehandlung auf irgendeine Eigenschaft, z. B. Zugfestigkeit bei unveränderlicher Temperatur untersucht. Die Vorbehandlung  $b$  könnte beispielsweise dadurch einigermaßen unverändert erhalten werden, daß man die verschiedenen Legierungen zu Blöcken gleicher Abmessungen in möglichst gleich bleibender Weise gießt, die Blöcke auf Stangen gleicher Abmessungen bei möglichst gleicher Endtemperatur herabschmiedet oder -walzt und nach dem Schmieden oder Walzen in möglichst gleicher Weise abkühlt. Man würde dann die Abhängigkeit der betreffenden Eigenschaft  $q$  von dem Kohlenstoffgehalt  $c$  ermitteln und eine Schaulinie erhalten, in der die Zusammensetzung  $c$  als Abszisse und die gemessene Eigenschaft  $q$  als Ordinate eingetragen ist, also eine  $c, q$ -Linie, die für einen bestimmten Behandlungszustand  $b$  und eine bestimmte Temperatur  $t$  gültig ist. Werden  $b$  und  $t$  anders gewählt, so erhält man auch andere Schaulinien  $c, q$ .

Wenn in diesem Buch über die Temperatur  $t$  keine nähere Angabe gemacht wird, so ist gewöhnliche Temperatur von etwa 20 C° verstanden.

## 1. Einfluß der chemischen Zusammensetzung.

**284.** Es ist im allgemeinen unmöglich, im voraus sichere Schlüsse auf die Eigenschaften einer neuen, noch unbekanntenen Legierung zu ziehen, die aus zwei oder mehreren Metallen mit bekannten Eigenschaften nach bestimmter Vorbehandlung hergestellt ist. Jedenfalls darf man nicht in den Fehler verfallen, nach der Mischungsregel die Eigenschaften der Legierung aus den Eigenschaften ihrer Bestandteile errechnen zu wollen. Nach früherem (209, 210) wäre dies nur denkbar für additive Eigenschaften. Es gibt aber nur wenige Eigenschaften, die additiv sind, jedenfalls sind es nicht die technisch wichtigen Eigenschaften.

Es ist z. B. nicht von vornherein zu erwarten, daß man durch Zusammenschmelzen von 70 Gewichtsteilen des weichen Kupfers und 30 Gewichtsteilen des noch weicheren Zinns eine Legierung erzielen kann, die sich wegen ihrer Sprödigkeit pulvern läßt und fast so hart wie Glas ist. Ähnliche Beispiele lassen sich in großer Menge anführen.

Diese Tatsache, die für den Erfinder neuer Legierungen natürlich eine Erschwerung seiner Tätigkeit bedeutet, ist aber andererseits von hervorragendem technischen Werte. Gerade dadurch, daß man durch Legieren zweier oder mehrerer Stoffe Legierungen von ganz wesentlich verschiedenen Eigenschaften zu erzeugen imstande ist, kann man metallische Stoffe herstellen, die in ihren Eigenschaften für ihren besonderen Verwendungszweck besonders abgestimmt sind. Diese Möglichkeit erklärt auch den Umstand, daß nur in wenigen Fällen die reinen Metalle, viel häufiger dagegen ihre Legierungen als Baustoffe Verwendung finden. Die meisten reinen Metalle sind verhältnismäßig weich und von geringer Festigkeit. Dadurch, daß man sie mit anderen Stoffen legiert, bekommt man Baustoffe von höherer Widerstandsfähigkeit gegenüber äußeren Beanspruchungen. Man verwendet daher an Stelle des reinen Eisens seine Legierungen mit Kohlenstoff, an Stelle des reinen Kupfers seine Legierungen mit Zinn oder mit Zink, oder mit Zinn und Zink zugleich.

Es gibt einige allgemeine Regeln, die als Anhalt zu einer ungefähren Vorstellung von der Änderung der Eigenschaften der Metalle durch Legierung mit anderen Stoffen dienen können. Sie werden bei den einzelnen Eigenschaften in den späteren Abschnitten erwähnt werden. Um aber ein sicheres Urteil über das Maß der Änderung und über die Art der zu erzielenden Eigenschaften zu erlangen, ist man immer auf den unmittelbaren Versuch angewiesen, indem man die chemische Zusammensetzung der Legierung ändert und die dadurch bedingten Änderungen der Eigenschaften in möglichst genau festgelegten und gleichbleibenden Behandlungszuständen bestimmt. Die Ergebnisse lassen sich dann in Form einer Schaufläche auftragen.

Die chemische Zusammensetzung der Legierungen wird durch die chemische Analyse festgelegt. Es ist aber zu berücksichtigen, daß etwaige Seigerungserscheinungen zu falschen Analysenergebnissen und dadurch zu einer unrichtigen Bewertung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf die Eigenschaften einer Legierungsgruppe führen. Man hat sich deswegen durch nebenhergehende Gefügeuntersuchung von der Gleichmäßigkeit der Verteilung der einzelnen Gefügebestandteile zu überzeugen.

Zur Erläuterung sei folgendes Beispiel angeführt: Zwei kaltgereckte Kupferschienen *A* und *B* zeigten verschiedenes Verhalten beim Biegen. Die Probe *A* ertrug das Umbiegen um einen bestimmten Winkel, die Probe *B* dagegen riß beim Biegen ein, wie in Abb. 249. Der Gehalt an Kupferoxydul war auf Grund der chemischen Analyse in *A* etwas höher als in *B*; im übrigen war die chemische Zusammensetzung beider Kupfersorten fast die gleiche. Man würde hier bei unvorsichtiger Schlußfolgerung zu dem Glauben haben kommen können, daß das oxydulreichere Kupfer das biegungsfähigere wäre. Die Beobachtung des Gefüges zeigt sofort den Irrtum. Der etwas geringere durchschnittliche Oxydulgehalt in Kupfer *B* war nämlich außerordentlich ungleichmäßig in der Masse verteilt. Längs der in Abb. 249 mit *e* angedeuteten Linien waren die Oxydulschlüsse in Form von Schnüren, wie in Tafelabb. 59, Taf. XII, rechts in 123facher Vergrößerung dargestellt, sehr stark angereichert, während die übrigen Teile des Kupfers nur sehr wenig Oxydul enthielten. Längs dieser Oxydulschnüre platzte nun das Kupfer beim Biegen so auf, wie es Abb. 249 andeutet.

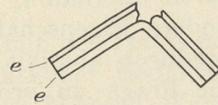


Abb. 249.

In manchen Fällen werden die Eigenschaften von Legierungen auch durch solche Stoffe sehr wesentlich beeinflusst, die sich der chemischen Analyse entziehen oder ihr mindestens erhebliche Schwierigkeiten entgegenstellen, z. B. geringe Mengen von Gasen, Sauerstoffgehalt im Eisen usw.

In anderen Fällen versagt die chemische Analyse deshalb, weil sie die Gesamtmenge eines in der Legierung enthaltenen Stoffes richtig angibt, aber unentschieden läßt, in welcher Form er auftritt. So gibt z. B. die Analyse den Phosphorgehalt in Schweiß Eisen zwar richtig an; sie vermag aber keine Auskunft darüber zu geben, ob dieser Phosphor als Phosphorsäure in der vom Eisen eingeschlossenen Schweißschlacke oder im Eisen selbst mit diesem legiert auftritt. Bis zu einem gewissen Grade vermag hier die Gefügeuntersuchung helfend einzugreifen.

## 2. Einfluß der Vorbehandlung.

285. Die Vorbehandlung kann eine reine Wärmebehandlung sein, z. B. Gießen, Glühen, verschiedenartige Abkühlung von höheren Wärmegraden (langsame Abkühlung, rasche Abkühlung, plötzliches Abschrecken in Flüssigkeiten usw.), oder sie ist eine rein mechanische Behandlung, die auf Formgebung durch

Umlagerung der Masse des Stoffes im festen Zustande bei gewöhnlichen Wärmegraden beruht, und die wir als Kaltrecken bezeichnen (264). Hierher gehören z. B. alle Arbeiten wie Kaltwalzen, Kaltziehen, Kalthämmern, Kaltdrücken, Prägen usw. Schließlich können auch Wärme- und mechanische Behandlung ineinandergreifen, wie z. B. bei den Formgebungsarbeiten durch Umlagerung der Masse des Stoffes im festen Zustand bei höheren Wärmegraden, die wir unter der allgemeinen Bezeichnung Warmrecken zusammenfassen wollen. Hierher gehören das Warm Schmieden, Warmwalzen, Warmpressen usw.

Die Vorbehandlung beeinflußt vor allem das Gefüge, und zwar die Zahl und Art der Gefügebestandteile, ihre Anordnung und ihre Eigenschaften. Die mannigfaltige Beeinflussung des Gefüges der Legierungen beim Guß, bei der Erhitzung und Abkühlung, beim Warm- und Kaltrecken ist bereits im vorigen Abschnitt besprochen worden (255 bis 282). Wesentlichen Aufschluß über die Möglichkeit der Eigenschaftsänderung von Legierungen durch Wärmebehandlung geben die  $c, t$ -Bilder. Zeigen diese z. B. an, daß eine Legierung von einer bestimmten Zusammensetzung bei einer bestimmten Temperatur eine Umwandlung erleidet, so ist zunächst festzustellen, mit welcher Geschwindigkeit die Umwandlung bei der Umwandlungstemperatur  $t_u$  beim Erhitzen und bei der Abkühlung vor sich geht, ob es möglich ist, die Umwandlung durch rasche Abkühlung von Temperaturen oberhalb  $t_u$  ganz oder teilweise zu unterdrücken und dadurch der Legierung andere Eigenschaften zu erteilen, als wenn sie langsam durch die Temperatur  $t_u$  hindurch abkühlt. Bei  $c, t$ -Bildern, die Mischkristallbildung andeuten, wird man die Frage zu erörtern haben, ob durch schnellere Abkühlung (oder auch Erhitzung) unvollkommene Gleichgewichte in der erstarrten Legierung herbeigeführt werden können, und in welcher Weise dadurch die Eigenschaften der Legierungen geändert werden (135, 136 usw.).

Die Vorbehandlung kann auch ohne Beeinflussung des Gefüges wesentliche Änderungen in den Eigenschaften der Metalle und Legierungen hervorrufen. Wenn z. B. Werkstücke von verhältnismäßig großer Masse von hohen Wärmegraden abgekühlt werden, so können verschiedene Teile desselben Werkstücks zu gleichen Zeiten verschiedene Temperaturen besitzen. Dadurch werden Spannungen erzeugt (324 bis 338). Spannungen können auch durch Kaltrecken von metallischen Stoffen hervorgebracht werden (301 bis 307).

Mit der Wärme- oder mechanischen Vorbehandlung kann beabsichtigte oder unbeabsichtigte Änderung der chemischen Zusammensetzung verbunden sein. Glüht man z. B. Eisen in einer kohlenstoffhaltigen Umgebung, so nimmt es von der Oberfläche her Kohlenstoff auf. Umgekehrt kann man durch Erhitzen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen an der Luft oder in oxydierenden Gasgemischen den Kohlenstoffgehalt an der Eisenoberfläche vermindern. Derartige Wirkungen sind rein chemischer Art und sind auf Grund der Kenntnis des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf die Eigenschaften der Legierung mit zu berücksichtigen.

### 3. Einfluß der Temperatur.

286. Die Eigenschaften der metallischen Stoffe ändern sich mit der Temperatur. So ist z. B. der Widerstand von Eisen und Kupfer gegenüber Formgebung durch Schmieden und Walzen bei höheren Wärmegraden (Rotglut) wesentlich geringer als bei gewöhnlicher Temperatur, was man schon seit den ältesten Zeiten praktisch ausnutzt. Die Änderung der Eigenschaften der metallischen Stoffe im festen Zustand in Abhängigkeit von der Temperatur kann stetig sein. Es können aber auch plötzliche Änderungen der Eigenschaften bei stetig ge-

änderter Temperatur vorkommen, wenn z. B. die Legierung bei einer bestimmten Temperatur Umwandlung erleidet. Solche Unstetigkeiten können aber auch auftreten, ohne daß Umwandlungspunkte nachzuweisen sind. So zeigt z. B. beim Eisen die Schaulinie, die die Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften von der Temperatur angibt, starke Unregelmäßigkeiten zwischen 100 und 400 C° (Blauwärme, II B), obwohl innerhalb dieses Temperaturintervalls bis jetzt keine Umwandlung nachgewiesen ist.

Zur Erläuterung ähnlicher Erscheinungen kann man sich vorstellen, daß auch innerhalb einer und derselben Phase von der Temperatur und vom Druck abhängige Gleichgewichte zwischen verschiedenen Molekül-gattungen herrschen. Über diese Gleichgewichte sagt die Phasenlehre unmittelbar nichts aus. Man könnte sich z. B. eine einheitliche flüssige Phase des Stoffes  $M$  als homogenes Gemisch der Molekül-gattungen  $M + M_n + M_m + \dots$  vorstellen. Bei einer Temperatur  $t$  und einem bestimmten Druck  $p$  könnte dann das Gleichgewicht gebildet sein aus  $n$  Gewichtsteilen der Molekül-gattung  $M_n$ ,  $m$  Teilen der Molekülart  $M_m$  und  $1 - n - m$  . . Teilen der Molekülart  $M$ . Bei Änderung der Temperatur und des Druckes würde ein neues Gleichgewicht eintreten, in dem die Gewichtsmengen der einzelnen Molekülarten verändert sind. Ähnliches könnte auch in festen Lösungen (Mischkristallen) vorkommen, oder in Phasen, die aus einem chemisch einheitlichen Stoffe, ja sogar aus einem chemischen Elemente gebildet sind. Mit dieser Änderung des Gleichgewichtes innerhalb der Phase (inneres Gleichgewicht) könnten natürlich auch die Eigenschaften der Phase und des aus ihr gebildeten Systems wesentliche Änderungen erfahren,

Ich bin absichtlich auf dieses Gebiet nicht näher eingegangen, weil die wissenschaftlichen und experimentellen Unterlagen vorläufig noch zu dürftig sind, und deshalb bei der Erörterung solcher Erscheinungen der Phantasie breiter Spielraum gewährt wird.

Die Änderung der Eigenschaften der metallischen Stoffe mit der Temperatur ist für den Konstrukteur namentlich dann von großer praktischer Bedeutung, wenn der aus dem Stoff hergestellte Gebrauchsgegenstand bei höheren Wärme-graden (Stehbolzen, Dampfkesselteile, Dampfleitungen usw.) oder bei sehr niedrigen Temperaturen (Eisenbahnachsen im Winter) Dienst leisten soll.

---