

**E. Preuß**

---

**Die praktische Nutzenanwendung  
der Prüfung des Eisens durch  
Ätzverfahren und mit Hilfe des  
Mikroskopes**

Für Ingenieure, insbesondere Betriebsbeamte

Bearbeitet von

**Dr. G. Berndt**  
Professor an der Technischen  
Hochschule zu Dresden

und

**Dr.-Ing. M. v. Schwarz**  
Professor, Privatdozent an der Techn.  
Hochschule zu München

Dritte, vermehrte und verbesserte Auflage

Mit 204 Figuren im Text  
und auf einer Tafel



**Berlin**  
Verlag von Julius Springer  
1927

ISBN-13:978-3-642-89450-3      e-ISBN-13:978-3-642-91306-8  
DOI: 10.1007/978-3-642-91306-8

Alle Rechte, insbesondere das der Übersetzung  
in fremde Sprachen, vorbehalten.

Copyright 1921 by Julius Springer in Berlin.  
Softcover reprint of the hardcover 3rd edition 1921

## Vorwort zur ersten Auflage.

Die Prüfung der Metalle, insbesondere des Eisens, durch das Ätzen angeschliffener Stellen und die Untersuchung des Kleingefüges mit Hilfe eines einfachen und billigen Werkstattmikroskopes, das eine etwa 50—100fache Vergrößerung gestattet, vermag in sehr vielen Fällen binnen kürzester Frist außerordentlich wichtige Aufschlüsse über das betreffende Material, seine Güte, seine Erzeugung, seine Vorbehandlung, etwaige Bruchursachen usw. zu geben. Dabei sind diese Prüfungsverfahren, soweit es sich nicht um besonders eingehende Untersuchungen handelt, so einfach und schnell durchführbar, daß sie sich leicht im normalen Werkstattbetriebe ohne Einrichtung eines besonderen Laboratoriums ausführen lassen. Trotzdem hat der Verfasser während seiner Tätigkeit als Materialprüfungsingenieur immer wieder die Erfahrung machen müssen, daß selbst die einfachsten Prüfungen dieser Art trotz der nur geringen erforderlichen Vorkenntnisse und der leichten Ausführbarkeit den heute in der Praxis stehenden Ingenieuren fast ausnahmslos so gut wie völlig unbekannt sind. Der Grund dürfte darin zu suchen sein, daß es sich hier um eine neue, junge Wissenschaft, die Metallographie, handelt, von der der heute im Berufsleben tätige Ingenieur im allgemeinen noch nichts während seiner Ausbildungszeit gehört hat. Man eignet sich erfahrungsgemäß in späteren Jahren nicht besonders leicht Wissensgebiete an, für die die Grundlagen nicht schon während der Ausbildungszeit gelegt wurden, und zwar ist die Abneigung um so schwerer, wenn, wie hier bei der Metallographie, neue und fremdartig erscheinende Fachausdrücke dem Neuling das betreffende Gebiet als besonders geheimnisvoll und schwerverständlich erscheinen lassen.

Tatsächlich handelt es sich aber um recht einfache und leicht verständliche Verhältnisse, wenn man die Metallographie

nur so weit betreiben will, wie sie dem Maschineningenieur, besonders dem Betriebsingenieur, eine billige und recht nützliche Gehilfin in der Materialerkenntnis und -prüfung sein kann. Diesem Zweck soll das vorliegende Buch dienen. Es soll kein Lehrbuch der Metallographie sein und etwa mit den bereits vorhandenen guten Büchern auf diesem Gebiete in Wettbewerb treten, es soll vielmehr dem Ingenieur, und zwar besonders dem Maschineningenieur, zeigen, in wie einfacher Weise er sich dieses Wissensgebiet für die mannigfachsten Zwecke seiner Tätigkeit dienstbar machen und wie er die meisten Untersuchungen selbst ausführen kann, ohne auf die Hilfe eines besonderen Fachmannes angewiesen zu sein. Darüber hinaus soll das Buch Anregungen geben, wie die Metallographie in schwierigeren Fällen nutzbar gemacht werden kann, in denen die Mitwirkung eines Fachmannes erforderlich ist. In diesem Umfange entspricht der Inhalt des Buches etwa den Vorträgen und Übungen über Metallographie, die der Verfasser an der Technischen Hochschule zu Darmstadt für Maschineningenieure abhält, um diesen die Metallographie als Hilfswissenschaft für ihre Zwecke dienstbar zu machen.

Entsprechend seinem Zwecke verzichtet das Buch daher soweit als nur irgend möglich auf theoretische Erörterungen, es führt vielmehr geraden Weges in die Praxis hinein. Zur Erreichung seiner Ziele bedient es sich möglichst zahlreicher Abbildungen und soweit als notwendig ausführlich wiedergegebener Anwendungsbeispiele.

Um den beabsichtigten Zweck zu erreichen, mußten naturgemäß möglichst geeignete Beispiele und Abbildungen herangezogen werden. Es wurden daher neben den Sammlungsstücken der Materialprüfungsanstalt an der Technischen Hochschule zu Darmstadt auch manche Beispiele und Abbildungen der einschlägigen Literatur benutzt. Insbesondere wurde wiederholt auf die in dieser Beziehung so lehrreichen Tätigkeitsberichte des Königl. Materialprüfungsamtes zu Berlin-Groß-Lichterfelde-West und auf die Veröffentlichungen der Professoren E. Heyn und O. Bauer über die Arbeiten jener Anstalt, die man mit Recht den „Kristallisationspunkt“ dieses Gebietes genannt hat, zurückgegriffen. Ein Zurückgreifen auf die Arbeiten besonders jener Anstalt erschien um so mehr angezeigt, als gerade die Arbeiten dieser Anstalt für den Ingenieur dadurch besonders wertvoll

sind, weil sie sich stets mit Gebieten befassen, die im engsten Zusammenhange mit den praktischen Bedürfnissen des Ingenieurs stehen.

Soweit in größerem Umfange Veröffentlichungen anderer Autoren benutzt wurden, wurde dem Verfasser auf sein Nachsuchen hierzu bereitwilligst die Genehmigung erteilt, wofür er sich auch an dieser Stelle seinen Dank auszusprechen gestattet.

So möge dieses Buch als ein erster Versuch hinausgehen. Denjenigen Ingenieuren, die aus dem Buche einige Anregungen und Nutzen schöpfen, wäre der Verfasser sehr dankbar, wenn sie die weitere Ausgestaltung des Buches durch Überweisung typischer Materialproben, Bruchstücke usw. an die Sammlung der Materialprüfungsanstalt an der Technischen Hochschule zu Darmstadt fördern helfen würden.

Darmstadt, im Juli 1912.

Dr.-Ing. E. Preuß.

## Vorwort zur zweiten Auflage.

In dem Vorworte zur 1. Auflage hatte der Verfasser sein Buch als einen ersten Versuch bezeichnet. Wie dieser aufgenommen wurde, beweist am besten die Tatsache, daß es in verhältnismäßig kurzer Zeit vergriffen war. Leider war es dem Verfasser nicht mehr vergönnt, selbst eine Neuauflage erledigen zu können. Mit Kriegsausbruch zu den Fahnen geeilt, fand Dr. ing. Preuß am 28. August 1914 den Heldentod bei Beaumont an der Spitze seines Zuges des Res.-Inf.-Reg. 116.

In dem Neudruck, welchen die Verlagsbuchhandlung sich während der Kriegszeit (1917) herauszugeben entschließen mußte, hat sie ihm einen warm empfundenen Nachruf gewidmet, der hier unverändert wiedergegeben sei:

„Durch den Tod des Dr. ing. Preuß hat die Materialprüfung einen hervorragenden Mitarbeiter verloren. Seine sämtlichen Arbeiten auf diesem Gebiete zeigen einen zielbewußten Forscher, der mit großem Geschick und echt deutscher Gründlichkeit schwierige Fragen zu lösen verstand und anschaulich darzustellen wußte, so daß seine Bedeutung weit über die deutschen Grenzen hinaus Anerkennung fand.“

So vortrefflich er als Forscher war, so vortrefflich war er auch als Mensch bekannt: von lauterem uneigennützigem Charakter, stets in selbstlosester Weise bemüht, die von ihm vertretene Wissenschaft zu stützen und zu fördern. Ehre seinem Andenken.“

Als die Unterzeichneten die Aufgabe der Herausgabe einer neuen Auflage übernahmen, stand ihnen von vornherein fest, daß im wesentlichen nichts an der ursprünglichen Anlage geändert werden dürfe. Nur ein Kapitel verdiente nach ihrer Ansicht einen weiteren Ausbau, das über das System Eisen-Kohlenstoff, welches ja die Grundlage zum Verständnis der ganzen mikroskopischen Prüfungen gibt. Hier ist das Zustandsdiagramm der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen auf Grund geeigneter Analogiebeispiele so kurz wie irgend möglich entwickelt, um den in der Praxis stehenden Ingenieur mit diesem wichtigen Teil der Metallographie, soweit es für seine Zwecke notwendig erschien, bekannt zu machen<sup>1)</sup>. Bei der Bedeutung, welches jenes Zustandsdiagramm für die Verarbeitung des Eisens hat — es sei vor allem an die Härterei erinnert, welche ohne dasselbe eigentlich gar nicht auszukommen vermag, wenn sie nicht sich ausschließlich auf reine Erfahrungen verlassen will — schien es wünschenswert, es auf einer besonderen Tafel am Schlusse des Buches zu bringen, so daß es jederzeit leicht zu finden ist, und auch sonst bequem zu Rate gezogen werden kann.

Die stärkere Hervorhebung des Zustandsdiagramms erlaubte eine straffere organische Gliederung des Textes, wodurch sich zahlreiche Umstellungen nicht vermeiden ließen. Wir hoffen aber, daß diese die Benutzung des Buches gerade in dem praktischen Betriebe erleichtern werden.

Im übrigen sind die Ergebnisse der seit dem Erscheinen der ersten Auflage veröffentlichten Literatur möglichst vollständig, soweit sie für den Rahmen des Buches in Frage kamen, berücksichtigt und auch aus dieser eine Reihe von kennzeichnenden Aufnahmen übernommen. Es ist uns eine angenehme Pflicht, allen denen, welche uns bereitwilligst durch Überlassung von Abbildungen unterstützt haben, auch an dieser Stelle unseren Dank auszudrücken.

---

<sup>1)</sup> Als Grundlage diente dazu ein in der Zeitschr. d. D. Ges. f. Mech. u. Optik 1920 erschienener Aufsatz des einen von uns „Die praktische Anwendung der Metallographie des Eisens“.

Die übrigen neuen Abbildungen stammen aus den metallographischen Laboratorien der optischen Anstalt C. P. Goerz A. G. Berlin-Friedenau und der F. Werner A. G. Berlin-Marienfelde.

Um trotzdem den Umfang nicht zu sehr anschwellen zu lassen, mußten minder wichtige oder nur in losem Zusammenhange mit dem eigentlichen Thema stehenden Teile fortgelassen werden. Dies betrifft vor allem die beiden Kapitel des Anhangs: „Der Einfluß dauernd wechselnder Beanspruchungen auf Eisen“ und „Kupfer, Kupferlegierungen, Weißmetall“. Dafür wurde hier auf einige Untersuchungsmethoden, wenn auch nur kurz, verwiesen, welche zur Ergänzung der metallographischen Prüfung herangezogen werden müssen.

So wollen wir hoffen, daß auch in der neuen Auflage sich der Wunsch des Verfassers erfüllt, daß die Metallographie dem Betriebsingenieur eine nützliche Gehilfin in der Materialerkenntnis und -prüfung wird.

Berlin-Friedenau-Steglitz, Dezember 1920.

**Berndt. Cochius.**

## **Vorwort zur dritten Auflage.**

Auch bei der vorliegenden Neubearbeitung war es das Bestreben der Herausgeber, den Charakter der Arbeit von E. Preuß möglichst zu erhalten. Um den Inhalt den neuzeitlichen Anforderungen möglichst anzupassen, wurden deshalb nur einige Kürzungen, aber viele Einfügungen gemacht und insbesondere die Zahl der lehrreichen Abbildungen wesentlich vermehrt. Den seinerzeit von E. Preuß geäußerten Wunsch um Zuwendung von besonders lehrreichen Stücken aus der Praxis möchte der letztgenannte der Herausgeber wiederholen, denn solche Stücke sind nur schwer zu erhalten, aber im Unterricht in der Metallkunde sehr gut zu verwenden. Der Praktiker freut sich daran einige Zeit, dann geraten die Stücke in Vergessenheit und gehen endgültig verloren, obwohl sie ein unersetzlich wertvolles Anschauungsmaterial darstellen würden.

Dresden-München, im Juli 1927.

**Berndt. v. Schwarz.**

## Inhaltsverzeichnis.

	Seite
A. Makroskopische Prüfungen . . . . .	1
I. Schleifen und Ätzen der Proben . . . . .	1
II. Schweißbeisen . . . . .	6
III. Flußstahl . . . . .	11
IV. Formänderungen des schmiedbaren Eisens (Stahles) . . . . .	30
V. Schweißungen . . . . .	39
B. Mikroskopische Prüfungen . . . . .	46
I. Allgemeines. Schleifen, Polieren und Ätzen der Proben. Das Metallmikroskop . . . . .	46
II. Haltepunkte und Zustandsdiagramme . . . . .	58
III. Schmiedbare Eisenkohlenstofflegierungen (Flußstahl) (die Gefügebestandteile bis 1,7% Kohlenstoff) . . . . .	68
IV. Gehärteter Stahl, Einsatzhärtung (die labilen Gefügebestand- teile der Eisenkohlenstofflegierungen bis 1,7% Kohlenstoff) . . . . .	79
V. Gußeisen (die Gefügebestandteile der Eisenkohlenstoff- legierungen mit mehr als 1,7% Kohlenstoff) . . . . .	107
VI. Die Gefügebeeinflussung der Eisenkohlenstofflegierungen durch Wärmebehandlung . . . . .	126
VII. Die Warm- und Kaltbearbeitung der schmiedbaren Eisen- kohlenstofflegierungen . . . . .	140
VIII. Einschlüsse, Schlacken und Schweißnähte . . . . .	168
C. Anhang. Die Ergänzung der mikroskopischen durch andere metallo- graphische Untersuchungen . . . . .	176
Figurennachweis . . . . .	187
Literaturverzeichnis . . . . .	190
Autorenverzeichnis . . . . .	192
Sachverzeichnis . . . . .	194

---

# A. Makroskopische Prüfungen.

## I. Schleifen und Ätzen der Proben.

Das technisch verwendete Eisen ist kein reines Metall, sondern setzt sich aus mehreren Legierungsbestandteilen zusammen. Die Prüfung seines Aufbaues kann gelegentlich mit bloßem Auge oder unter Benutzung einer Lupe erfolgen; zur Erkennung seines Feingefüges muß man dagegen stärkere Vergrößerungen anwenden, also das Mikroskop zu Hilfe nehmen. Die Untersuchung bei ganz schwacher Vergrößerung wird, im Gegensatz zu der mikroskopischen Prüfung, als makroskopische bezeichnet. Während die Schliflächen für die mikroskopische Betrachtung sehr sorgfältig hergestellt werden müssen, genügt für die makroskopische Beobachtung einfaches Überfeilen und im allgemeinen kurzes Schleifen der zu untersuchenden Flächen, das keinen besonderen Zeitaufwand erfordert. Naturgemäß wird auch hierbei das Gefüge der Proben nach dem Ätzen um so besser hervortreten, je vollkommener die betreffende Fläche bearbeitet wurde.

Wenn irgendein Metallstück untersucht werden soll, muß man sich vor allem darüber Klarheit zu verschaffen suchen, wie es hergestellt worden ist oder hergestellt worden sein kann. Ebenso wichtig ist es zu ergründen, in welcher Weise das Werkstück verwendet worden ist und welcher Art die möglichen Beanspruchungen waren. Von Interesse ist es auch oft zu erfahren, ob und wie der Bauteil im Betriebe versagt hat, damit man bei der Untersuchung auf die betreffenden Stellen besondere Rücksicht nimmt. Danach hat sich auch die Probeentnahme zu richten, sowohl für die Herstellung der metallographischen Schliche als auch für die chemische Analyse (s. S. 28), welche in Verbindung mit der metallographischen Untersuchung das gibt, was man

über die Werkstoffsbeschaffenheit erfahren muß. Wie man später sehen wird, zeigt die makroskopische Untersuchung in einfachster Weise Ungleichmäßigkeiten des Werkstoffes und vermag dadurch anzugeben, an welchen Stellen die Proben chemisch untersucht werden müssen, um zahlenmäßig solche oft wichtige Verunreinigungen oder Seigerungen in Werkstoffen belegen zu können.

Die entsprechende Wahl der Schnitttrichtung ist bei der metallographischen Untersuchung Voraussetzung, damit man sicher und auf dem einfachsten Wege die gewünschten Aufschlüsse über den zu untersuchenden metallischen Werkstoff erhält. Meist wird man mit einem Querschnitt und einem oder mehreren Längsschnitten auskommen, sofern es sich um einen einfacher gestalteten Gegenstand handelt, der gewalzt, gezogen oder ausgeschmiedet wurde. Bei Gußstücken kommt es ganz auf deren Form und dann noch auf den Zweck an, zu dem die metallographische Untersuchung ausgeführt werden soll. Liegt z. B. ein Schmelzkuchen oder eine in einem Tiegel erstarrte Metallschmelze zur Untersuchung vor, dann wird man zweckmäßig den Schnitt so legen, daß man über alle möglichen vorhandenen Zonen Aufklärung erhält, denn hier interessieren neben Seigerungen und Lunkerhöhlräumen gegebenenfalls noch Entmischungen nach dem spezifischen Gewicht.

Sofern sich die Werkstoffe mit einer Metallsäge bearbeiten lassen, schneidet man die Probestücke damit ab, beachte aber, daß sie nicht zu dick werden (etwa 1 cm dicke Platten sind am geeignetsten) und berücksichtige dabei, daß sie sich beim Schneiden ja nicht erhitzen. Dasselbe gilt auch beim folgenden Schleifen, wobei man die Stücke, die nur leicht handwarm werden dürfen, oftmals in Wasser abkühlen muß. Von sehr harten Werkstoffen kann man mit einer Diamantsäge, einer dünnen Schleifscheibe — Karborundumscheiben mit Gummibindung sind oft sehr vorteilhaft — oder auch mit einer gewöhnlichen Kaltsäge, auf deren Sägeblatt man ständig eine Paste von Karborundumpulver mit Öl aufträgt, Teile abtrennen. Von sehr harten und dabei spröden Werkstoffen vermag man häufig mit dem Handhammer Teile abzuschlagen, besonders wenn man vorher entsprechende Einkerbungen angebracht hat. Die Augen sind wegen abspringender Splitter dabei zu schützen, ferner muß man durch Hadern und Holzbretter auch verhüten, daß abgeschlagene Teile Schaden

anrichten können (solche harte Stoffe können natürlich nicht gefeilt, sondern müssen auf einer Schleifscheibe geschliffen werden; der Feinschliff erfolgt dann wie bei den weicheren Stoffen auf Schmirgelpapier).

Die Herstellung der Schliffflächen der Eisenproben geschieht in folgender Weise: sie werden zunächst möglichst eben gefeilt oder gehobelt, danach vielleicht noch mit einer flachen Feile geschlichtet und zuletzt mit Schmirgelpapier von immer feinerer Körnung bearbeitet. Es genügt, mit der Körnung Nr. 1 bis 2 anzufangen und dann noch etwa die Nummern 0 und 000 zu verwenden. Dabei erfolgt das Schleifen mit der nächst feineren Sorte stets senkrecht — oder in einer etwas veränderten Richtung, wenn es sich um langgestreckte und dabei schmale Schliffflächen handelt — zum vorhergehenden, und zwar so lange, bis die von diesem herrührenden Schleifrisse nicht mehr zu erkennen sind. Das ist notwendig, weil sonst häufig die Erkennung der Gefügeanordnung durch die daneben verlaufenden Risse erschwert wird und diese auch zu Trugschlüssen in der Deutung des Bildes führen können. Das Schleifen kann auf einer mit Schmirgelpapier beklebten Holz- oder Metallscheibe erfolgen.

Man schleift aber auch nach einiger Übung sehr rasch auf gewöhnlichen Schmirgel- oder Karborundumpapieren (letztere sind bei sehr harten Legierungen von großem Vorteil), die einfach auf einer eisernen Richtplatte aufgelegt werden. Man darf nie zwei Schmirgelpapiere übereinander gelegt zum Schleifen verwenden, weil sonst die Ecken und Kanten der Schilfe stärker angegriffen werden und der Schliff nie eben zu bekommen ist. Je besser und mit je feineren Schmirgelpapiersorten die Fläche geschliffen ist, um so schöner tritt naturgemäß nach der Ätzung das Gefüge hervor.

Nach dem Schleifen ist auf der Schlifffläche häufig wenig oder gar nichts zu sehen, sie scheint im allgemeinen vollkommen gleichförmig. Das Gefüge tritt erst durch das Ätzen, d. h. die Behandlung mit geeigneten Chemikalien hervor, welche die einzelnen Bestandteile verschieden stark angreifen bzw. anfärben, so daß sie sich dann durch ihr verschiedenes Reflexionsvermögen, bzw. Färbung, voneinander abheben. Das beste Ätzmittel für die makroskopischen Untersuchungen und besonders zum Nachweis von Seigerungen bei kohlenstoffarmem Eisen ist die von Heyn

vorgeschlagene Kupferammoniumchloridlösung (1 Gewichtsteil Kupferammoniumchlorid in 12 Gewichtsteilen Wasser), die unbegrenzt lange haltbar ist.

Das Ätzen geschieht in folgender Weise: man füllt eine Porzellanschale<sup>1)</sup> von einer dem Umfange der Probe entsprechenden Größe mit der Lösung und legt sie dann, direkt vom letzten Schliff auf dem Schmirgelpapier kommend und ohne die Schlifffläche mit den Fingern zu berühren, mit der geschliffenen Seite nach oben in das Gefäß, das so weit gefüllt sein muß, daß diese noch reichlich mit der Lösung bedeckt ist. Um eine Entmischung der Lösung an der Schlifffläche und eine dadurch eintretende schlechte Wirkung des Ätzmittels zu verhüten, bewegt man zweckmäßig das Gefäß während des Ätzvorganges etwas hin und her. Unmittelbar nach dem Einbringen der Probe in die Kupferammoniumchloridlösung überzieht sich die Schlifffläche mit einem Kupferniederschlag, weil das Eisen des Schliffes und das Kupfer der Lösung ihre Rollen austauschen.

Sollte die Schlifffläche doch berührt worden sein oder sonst Fetts Spuren aufweisen, so kann sie mit Schlemmkreide und einem Papierbauschen aus Fließpapier gereinigt werden, was einem Abwaschen mit Benzin vorzuziehen ist.

Der Schliff verbleibt genau 60 Sekunden in der Lösung; danach wird er sofort in fließendes Wasser (Wasserleitung) gehalten und dabei mit einem angeäßten Wattebausch der Kupferniederschlag durch kräftiges Reiben entfernt. Haftet der Kupferbelag sehr fest, so bemühe man sich nicht weiter ihn abzuwischen, weil man dadurch den Schliff leicht verkratzt, sondern man lege ihn einige Zeit in eine ammoniakalische Kupferammoniumchloridlösung, wodurch das Kupfer abgelöst wird. Man erhält diese Lösung durch Zugabe von Salmiakgeist zur gewöhnlichen Kupferammoniumchloridlösung bis sich der zuerst entstehende Niederschlag wieder gelöst hat. Bei legiertem Flußstahl und auch solchem mit höherem Kohlenstoffgehalt erhält man mit 4<sup>0</sup>/<sub>10</sub>iger alkoholischer Salpetersäure sehr deutlich geätzte Schliffe, auch für makroskopische Betrachtung.

Handelt es sich um größere sperrige Stücke, z. B. Querschnitte von großen Trägern u. ä., für die man kein genügend großes Gefäß

---

<sup>1)</sup> Sehr zweckmäßig sind die Porzellanreischalen.

zur Verfügung hat, und für die zu viel Ätzflüssigkeit benötigt werden würde, so bestreicht man die Schlißfläche, anstatt sie in die Ätzflüssigkeit zu bringen, mit einem Wattebausch, der möglichst stark mit Kupferammoniumchloridlösung getränkt ist, etwa 1—1½ Minuten lang und entfernt dann den sich bildenden Kupferniederschlag in der zuvor beschriebenen Weise. Will man nur einzelne Stellen ätzen, so umgibt man sie mit einem Plastilrand und stellt sich damit gewissermaßen ein Gefäß von der gewünschten Größe her. Auch eine Zerteilung der Schliße schon vor dem Schleifen ist oft angebracht, weil dadurch die Arbeit sehr erleichtert werden kann.

Nach dem vollständigen Abreiben des Kupferniederschlages spült man die Probe nochmals kräftig in Wasser ab, trocknet sie danach möglichst vollkommen mit einem weichen Leinenlappen (Handtuch) und tupft sie darauf mit einem mit Alkohol getränkten Wattebausch wiederholt ab, um die letzten Reste der Ätzflüssigkeit zu entfernen und ein späteres Rosten zu verhindern; hiernach wird die Probe nochmals sorgfältig getrocknet. Das durch die Ätzung hervorgetretene Gefügebild der Schlißfläche hält sich jahrelang, wenn man die Proben in trockenen geschlossenen Räumen aufbewahrt. Noch besser bleibt es bestehen, wenn man zur Aufbewahrung einen mit kalziniertem Chlorkalzium und Natronkalk gefüllten Exsikkator oder ein anderes, teilweise hiermit gefülltes, luftdicht abgeschlossenes Gefäß benutzt.

Durch das Kupferammoniumchlorid werden namentlich auch die phosphorhaltigen Stellen tief dunkel (bei großem Phosphorgehalt bronzeähnlich) gefärbt. Die Ätzung liefert indessen nur gute Ergebnisse bei Eisenlegierungen mit einem Kohlenstoffgehalt bis zu 0,3% und läßt sich allenfalls noch bis zu einem solchen von 0,7% verwenden. Bei höherem Kohlenstoffgehalt ist aber der Kupferniederschlag nicht mehr zu entfernen, so daß man das Gefüge nicht zu erkennen vermag. Hier verwendet man, um Seigerungen sichtbar zu machen, die von Oberhoffer angegebene Ätzflüssigkeit, eine Lösung von 1 g Kupferchlorid, ½ g Zinnchlorür, 30 g Eisenchlorid und 50 ccm konz. Salzsäure in einer Mischung von je ½ Liter Wasser und Alkohol, welche für Stahl bis zu 0,9% Kohlenstoff geeignet ist. Im Gegensatz zu der Kupferammoniumchloridlösung färbt diese gerade die

phosphorhaltigen Stellen weniger stark, so daß sie bei senkrechter Beleuchtung hell (bei schiefer indessen auch wieder dunkel<sup>1)</sup>) erscheinen (vgl. die Fig. 12a mit 12b). Die Ätzung erfolgt im übrigen genau wie vorher.

Während diese beiden Methoden besonders geeignet sind, um die Verteilung des Phosphors im Eisen und Stahl zu erkennen, kann man die Anreicherung von Schwefel durch ein einfaches, von R. Baumann angegebenes Verfahren, die „Schwefelabdruckprobe“ ermitteln.

Sie besteht darin, daß man ein Stück Bromsilberpapier etwa 30 Sekunden lang in 5–10%ige Schwefelsäure einlegt, abtropfen läßt und dann etwa eine Minute lang auf die Schlißfläche drückt; darnach wird in der üblichen Weise fixiert, ausgewaschen und getrocknet. Die schwefelreichen Stellen zeigen sich durch Braunfärbung an, während phosphorreiche Stellen sich dabei nur gelblich färben. Namentlich für die schnelle Prüfung der in das Lager kommenden Lieferungen auf Gleichmäßigkeit des Gefüges ist die Baumannsche Schwefelabdruckprobe sehr geeignet, da sie an den glatten (oder leicht befeilten) Stangenenden bequem ausgeführt werden kann. Man erhält so eine Art „Naturdruck“, der selbst bei verarbeitetem Werkstoff noch eine Kontrolle gestattet. Durch den Angriff der Schwefelsäure wird die Schlißoberfläche von Sulfiden nahezu befreit. Der zweite Schwefelabdruck wird deshalb in der Färbung viel schwächer und zeigt nur mehr die schwefelreichsten Stellen an. Will man zwei Schwefelabdrücke anfertigen, so muß zwischendurch der Schliß kräftig auf Schmirgelpapier abgeschliffen werden. Dasselbe gilt, wenn man den Schliß später makroskopisch oder mikroskopisch ätzen will.

## II. Schweißisen.

Das aus dem Hochofen abgestochene Roheisen enthält neben anderen (erwünschten oder schädlichen) Elementen wie Silizium, Phosphor und Schwefel, stets eine größere Menge von

---

<sup>1)</sup> Von den übrigen Bestandteilen des Eisens sind auch Mangan (aber nur bei Gegenwart größerer Mengen) und Silizium durch dieses Ätzmittel nachzuweisen, wobei Mangan sich in bezug auf die Färbung ähnlich wie Phosphor, Silizium dagegen umgekehrt verhält (A. Fry, Stahl und Eisen, 40, 622. 1910).

Kohlenstoff (3% und mehr), welche es spröde und zu Formänderungen ungeeignet machen. Es muß deshalb gefrischt, d. h. sein Kohlenstoffgehalt durch Oxydation verringert werden. Dies geschah früher ausschließlich im Puddelofen, bei welchem aber die Temperatur nicht so weit gesteigert werden kann, daß das Eisen bis zur vollendeten Frischung flüssig bleibt. Die im teigigen Zustande gewonnenen Luppen haben nun bei ihrer Herstellung keine Gelegenheit, sich in allen ihren Teilen vollkommen zu durchmischen; ferner werden während des Prozesses immer einzelne Luppen mehr oder weniger vor dem frischenden Einfluß des Sauerstoffes geschützt bleiben und deshalb einen verschiedenen Kohlenstoffgehalt aufweisen. Da nun das Schweißeisen meist aus einer größeren Zahl von Luppen zusammengeschweißt wird, so werden nach dem Ätzen zwischen den einzelnen Stellen des Gefüges Unterschiede in der Färbung auftreten, da die an Kohlenstoff reicheren Schichten ein dunkleres, die daran ärmeren ein helleres Aussehen aufweisen. Man kann so die einzelnen



Fig. 1. Schweißeisen, Wagenachse im Querschnitt, makroskopisch geätzt (zeigt geflammtes Gefüge).

Teile erkennen, aus denen der Werkstoff zusammengeschweißt worden ist. Das etwaige Auftreten unverschweißter Stellen (Risse) läßt außerdem sehen, ob das Zusammenschweißen an allen Stellen gut gelungen ist oder nicht.

Auch die beim Frischen durch Oxydation der Beimengungen (und des Eisens) sich bildende Schlacke, welche durch das Verschweißen der Luppen nie ganz zu entfernen ist, trägt dazu bei, Farbunterschiede im Gefügebild hervorzurufen; sie erscheint nach der Ätzung besonders dunkel gefärbt. Die parallel angeordneten Schlackenteile sind das besondere Kennzeichen des Schweißeisens (als negatives käme dazu noch das Fehlen von Seigerungen; siehe Abschnitt III). Man erkennt jene besonders

gut an den größeren dunkel gefärbten Stellen bei c und d der Fig. 1, welche den Querschnitt durch eine während der Fahrt gebrochene Achse eines Feuerlöschwagens darstellt. Die Schlackeneinschlüsse verringern naturgemäß die Tragfähigkeit der Querschnitte sehr und setzen die Festigkeit der Wagenachse, insbesondere gegenüber Stößen, welche eine schnelle Fahrt auf dem Pflaster mit sich bringt, wesentlich herab. An den Grenzen dieser Fremdkörper können Spannungen entstehen, welche die für den ganzen Querschnitt berechneten um ein Mehrfaches übertreffen (andererseits besitzt aber die Faserausprägung des Schweißeisens gewisse Vorteile; so ist es vor allem ziemlich unempfindlich gegen Kerben, da etwaige Anrisse durch die Schlackenteile abgelenkt werden). Der Bruch der Wagenachse wird daher — abgesehen von etwaigen anderen, z. B. konstruktiven Fehlern, die ebenfalls zum Bruche beigetragen haben



Fig. 2. Schweißisen, Flachstab im Querschnitt, makroskopisch geätzt (mit geflammtem Gefüge).

können — wenn auch nicht ausschließlich, so doch zum sehr großen Teile, auf den überaus schlechten Werkstoff zurückzuführen sein.

Fig. 2 zeigt den Querschnitt durch einen Flacheisenstab aus einem minderwertigen Werkstoff, der aus Flußstahl- und Schweißisenabfällen hergestellt ist (es handelt sich also bei diesem nicht um Schweißisen im gewöhnlichen Sinne des Wortes). Die äußeren Lagen des Querschnittes sind Schweißisen, die inneren, helleren Lagen Flußstahl. Entsprechend der durch das Querschnittsgefüge erkennbaren Zusammensetzung erwies sich der Stab beim Schmieden als rotbrüchig. Infolge der Schlackeneinschlüsse sind auch Schweißisenbleche sehr empfindlich gegen starke Erhitzung und gegen weitgehende Formänderung im glühenden Zustande, so daß sie z. B. zu Bördelblechen völlig ungeeignet sind <sup>1)</sup>. Heute wird nur noch wenig Schweißisen nach dem Puddelverfahren

<sup>1)</sup> R. Baumann: Zeitschr. d. Ver. dtsh. Ing. **62**, 637. 1918.

gewonnen, das meiste durch Verschweißen von allen möglichen Eisenabfällen und Altmaterial hergestellt, worunter hauptsächlich viel Flußstahl vorhanden ist. Dieser bedingt hohen Schwefelgehalt; auf manchen Querschnitten erkennt man nach der makroskopischen Ätzung noch solche Einlagerungen von Flußstahl, wie Träger oder Schienenabschnitte. Sehr unangenehm sind Einschlüsse von alten Feilen oder Meißeln in solchem Schmiedeeisen.

Durch die Farbunterschiede des Gefüges ist es auch möglich, die Formänderungen zu erkennen, welche das Schweiß Eisen

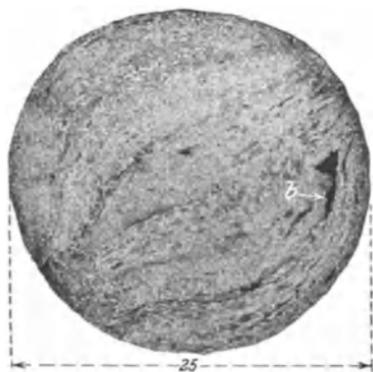


Fig. 3. Schweiß Eisen, Rundstab im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

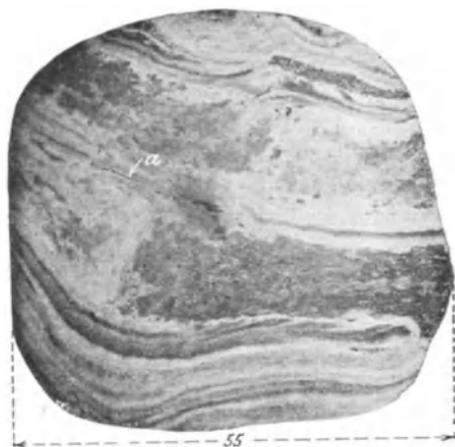


Fig. 4. Kranhakenspitze aus Schweiß Eisen im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

während seiner Bearbeitung durchzumachen hatte. So kann man z. B. an dem in Fig. 3 dargestellten Querschnitt durch einen Rundstab nicht nur sehr gut die verschiedenen Lagen, aus denen der Werkstoff zusammengeschweißt wurde, sondern auch wahrnehmen, in welcher Weise sich die einzelnen Schichten bei dem Auswalzen des Rundstabes aus dem ursprünglich etwa quadratischen Querschnitt des Schweißpaketes gelagert haben. Die dunkle Stelle bei b ist ein großer Schlackeneinschluß. Fig. 4 zeigt einen Querschnitt durch die Spitze eines schweißeisernen Kranhakens für 5 t Nutzlast. Man sieht deutlich, in welcher Weise sich der Werkstoff durch das Schmieden verschoben und danach endgültig gelagert hat. Bei a erkennt man, daß das Eisen an jener Stelle

schlecht verschweißt war und infolgedessen eine nicht zusammenhängende Stelle vorhanden ist.

Noch deutlicher treten die durch das Walzen verursachten Werkstoffverschiebungen an den durch die verschiedene Farbtonung sich voneinander abhebenden Lagen in Fig. 5 auf, dem Querschnitt durch eine Eisenbahnschiene aus Schweiß Eisen. In ihrem Kopf hat sich bei e infolge der schlechten Verschweißung ein starker Riß ausgebildet, der bei noch weiterer Benutzung



Fig. 5. Querschnitt einer Eisenbahnschiene aus Schweiß Eisen, makroskopisch geätzt mit Riß bei e.

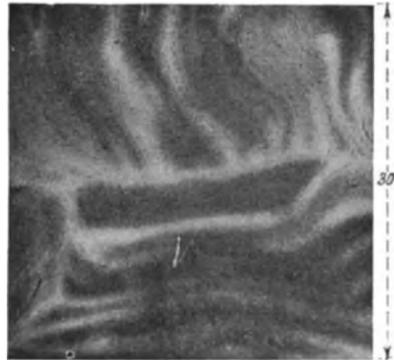


Fig. 6. Schweißstahlquerschnitt, makroskopisch geätzt.

der Schiene leicht zu erheblichen Betriebsunfällen hätte führen können.

Fig. 6 stellt den Querschnitt durch einen Vierkantstab aus Schweißstahl (Gärbstahl), einem Puddelerzeugnis mit hohem Kohlenstoffgehalt, dar. Es zeigt sich auch hier wieder das dem Schweiß Eisen eigentümliche flammige Gefüge, das bekanntlich vielfach zur Verzierung von Waffen aus Schweißstahl durch Ätzung benutzt wurde (Damaszener- und Toledanerklingen), doch handelt es sich hier in den nach dem Ätzen hell gebliebenen Stellen um Zementiteinschlüsse im Gegensatz zu den hellen Stellen des gewöhnlichen Schweiß Eisens, die aus Ferrit (reinem Eisen, siehe später) gebildet werden.

### III. Flußstahl.

Im Gegensatz zu dem im teigigen Zustande gewonnenen Schweißeisen erfolgt die Erzeugung des Flußstahles im flüssigen Zustande in der Bessemer- und Thomasbirne, im Siemens-Martin- oder im Elektroofen <sup>1)</sup>. Hierbei sind alle Legierungen bzw. Verunreinigungen des Eisens annähernd gleichmäßig in der ganzen Schmelze verteilt. In diesem Zu-

stande wird das Eisen in eiserne Kokillen von meist rechteckigem Querschnitt gegossen; es kühlt sich dabei an den Seitenwänden und am Boden der Kokille am schnellsten ab und erstarrt daher hier zuerst, während es in der Mittelachse der Kokille, bzw. des Blockes am längsten flüssig bleibt. Da nun das Eisen sich beim Erstarren zusammenzieht (schwindet), so bilden sich im Innern größere und kleinere Hohlräume (Lunker und Poren), wenn nicht der Kopf lange genug flüssig bleibt, damit von hier aus Metall nachgesaugt werden kann; sie treten bei jedem aus dem flüssigen Zustande erstarrten Eisen auf. So sieht man in dem Längsschnitt (Fig. 7 links) eines stehend gegossenen Blockes

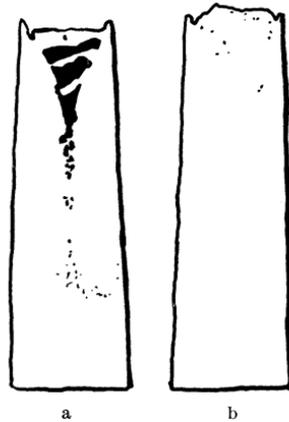


Fig. 7. Querschnitte von Flußstahlblöcken. (Nach Heyn und Bauer.) a nur gegossen mit großem Lunker, b nach dem Harmetverfahren verdichtet.

aus Flußstahl deutlich die trichterförmige Einsaugung am Kopf und darunter mehrere größere und kleinere Lunker, sowie auch noch tiefer eine Anzahl feinerer Poren. Beide lassen sich durch das Harmetverfahren vermeiden, bei welchem der ganze Block vor der endgültigen Erstarrung in der Achsenrichtung zusammengepreßt wird. Auch durch längeres kräftiges Rütteln der Schmelze in einem Vorherd, in der Gießpfanne oder in der Blockform

<sup>1)</sup> Vgl. die Normen: Eisen und Stahl, Berlin und Düsseldorf 1924. Danach wird jede schiedbare, aus dem Schmelzfluß gewonnene Eisenkohlenstofflegierung „Stahl“ genannt und die alte Bezeichnung „Fluß-eisen“ nicht mehr verwendet.

kann die Lunkerbildung und Seigerung vermindert werden, ein Verfahren, das neuestens angewendet wird<sup>1)</sup>. Andernfalls muß man den oberen Teil (den verlorenen Kopf) abschneiden. Geschieht dies nicht, so werden die Hohlräume bei dem späteren Auswalzen des Blockes zusammengedrückt und flachgewalzt, und zwar häufig, ohne daß ein Zusammenschweißen des Werkstoffes an diesen Stellen eintritt. Da nämlich die Lunker vielfach nur durch eine dünne, von Rissen und Poren durchsetzte Schicht von der umgebenden Luft getrennt sind, so wird diese während der bei der Abkühlung weitergehenden Volumenverminderung eingesaugt und oxydiert ihre Oberfläche; die so gebildete Zunderschicht verhindert dann die Zusammenschweißung. Auf diese Weise erhält das ausgewalzte Eisen unganze Stellen, bei Trägern „Schweiß-

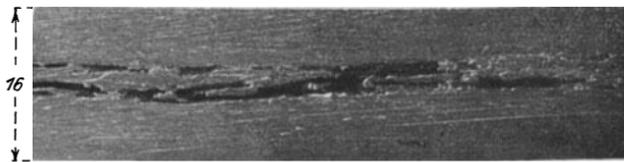


Fig. 8. „Doppeltes“ Flußstahlblech im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

nähte“, bei Blechen „Doppelungen“ genannt, die unter Umständen den Bauteilen gefährlich werden können. In Fig. 8 beobachtet man eine derartige Doppelung in einem Kesselblech von 16 mm Dicke.

Im Gegensatz zu diesen Lunkern sind die Gasblasen in der Regel ungefährlich; sie entstehen dadurch, daß sich in dem flüssigen Eisen größere Mengen von Gasen (hauptsächlich Kohlenoxyd, Wasserstoff und Stickstoff) lösen<sup>2)</sup>, die bei der Erstarrung wieder abgegeben werden, und zwar besonders zwischen den von der zuerst erstarrten Außenhaut nach dem Innern hin wachsenden Kristallen; sie sind deshalb häufig parallel zu den Wänden angeordnet (siehe Fig. 9). Wegen des Überschusses an

<sup>1)</sup> Vgl. auch Stahl und Eisen 1926. S. 1705. Sehr empfehlenswert ist es, über „Blöcke und Kokillen“ die von F. Rapatz (Berlin: Julius Springer 1926) erschienene deutsche Übersetzung des von A. W. und H. Brearley verfaßten Werkes zu studieren, das viele Anregungen bietet und geeignet ist, das Verständnis der so wichtigen Erstarrungsvorgänge zu vermitteln.

<sup>2)</sup> Nach Goerens und Paquet 0,01 bis 0,2 Gewichtsprozente.

reduzierenden Gasen bleibt die Wandung der Gasblasen blank, so daß sie beim Auswalzen miteinander verschweißen; stehen sie dagegen auch mit der Außenluft in Verbindung, wie der größere Teil der Randblasen in Fig. 9, so oxydieren sie gleichfalls und ziehen sich bei dem Walz- oder Ziehprozeß als langgestreckte abgerissene Linien, wie in Fig. 10, durch das ganze Stück hindurch. Lunker, Gasblasen, Doppelungen und Walzrisse erkennt

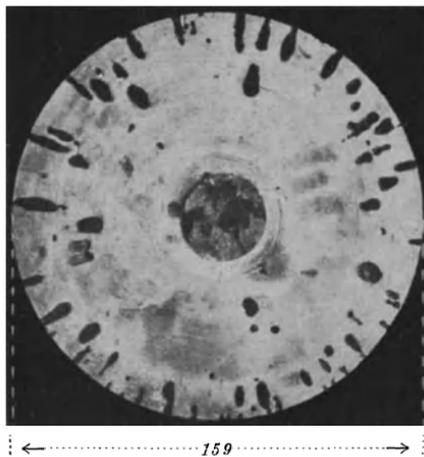


Fig. 9\*1). Querschnitt durch einen Gußblock mit Gasblasen.

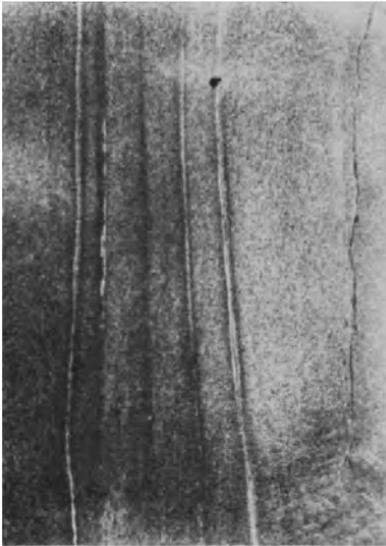
man schon an der roh bearbeiteten Fläche, ohne daß eine Ätzung notwendig ist.

Da die an Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel reicheren Bestandteile (innerhalb der beim Flußstahl vorkommenden Grenzen) einen niedrigeren Schmelzpunkt besitzen als die daran ärmeren (siehe Abschnitt B. III), so werden sie sich bei der allmählichen Erstarrung der Blöcke nach den am längsten flüssig bleibenden Stellen, also nach der Mittelachse und in die Nähe des Kopfes hinziehen. Dadurch tritt eine Entmischung ein, die man als „Seigerung“ bezeichnet. Die genannten Elemente, bzw. ihre chemischen Verbindungen mit dem Eisen, sind daher in den

1) Die mit einem Stern versehenen Figuren sind nicht Originalaufnahmen des Verfassers bzw. der Bearbeiter; siehe den „Figuren-Nachweis“ am Schluß des Buches.

meisten Fällen nicht mehr gleichmäßig im erstarrten Stahl verteilt, sondern in der Mittelachse des Blockes (Kernzone), und zwar besonders in der Kopfnähe, in höherem Maße vorhanden als in den Seitenflächen (Randzonen), wie man an dem geätzten Längsschnitt eines Blockes in Fig. 11 sieht.

Zur Erkennung des Grades und des Umfanges der Phosphorseigerungen ist nun



←..... 12,5 .....→  
Fig. 10\*. Längsschnitt durch einen gewalzten Flußstahlblock mit langgewalzten Gasblasen, makroskopisch geätzt.

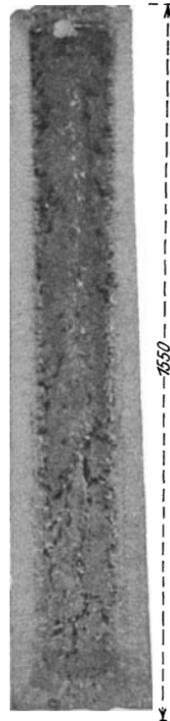


Fig. 11\*. Längsschnitt durch einen Flußstahlblock mit Seigerung, makroskopisch geätzt.

die Ätzung mit Kupferammoniumchlorid, bzw. bei Kohlenstoffgehalten von mehr als 0,3—0,5% mit dem Ätzmittel von Oberhoffer, wie in der Einleitung auseinandergesetzt, sehr geeignet. Da aber die Phosphor- und Schwefelanreicherungen parallel zueinander verlaufen, kann man über die Gleichmäßigkeit des Werkstoffs ebensogut einen Überblick mit dem Baumannschen

Schwefelabdruckverfahren erhalten. Dieses zieht man wegen seiner leichten Ausführbarkeit und wegen der geringen Vorbereitungen, welche die Proben erfordern, in der Praxis der makroskopischen Ätzung vor. Die Ausseigerung des Phosphors und Schwefels, von denen jener als Eisenphosphid, letzterer in der Form von Schwefeleisen oder Schwefelmangan im Stahl auftritt, ist besonders unangenehm und gefährlich, da beide den Stahl bekanntlich spröde und brüchig machen, und zwar Phosphor kaltbrüchig

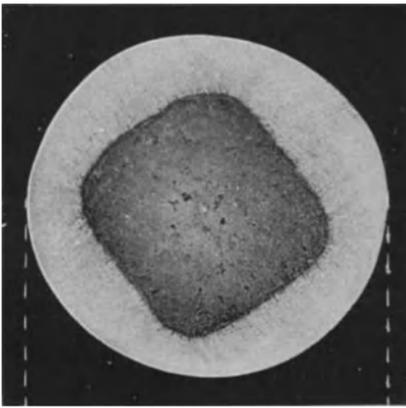


Fig. 12a\*. Flußstahlstab mit starker Seigerung (mit Kupferammoniumchlorid geätzt), zeigt die Seigerung dunkel.

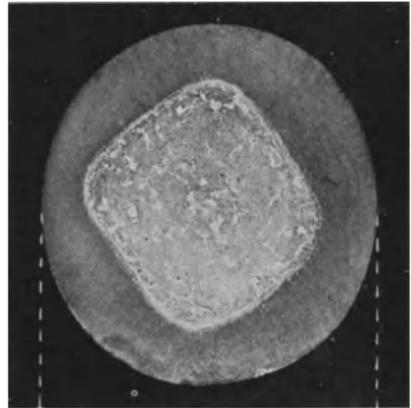


Fig. 12b\*. Flußstahlstab mit starker Seigerung (nach Oberhoffer geätzt), zeigt die Seigerung hell.

und Schwefel rotbrüchig. Wegen ihres schädlichen Einflusses wird man stets darauf achten, daß ein Stahl keinen zu hohen Gehalt an beiden Elementen besitzt, jedoch kommt es nach dem Vorstehenden weniger auf den gesamten mittleren Phosphor- und Schwefelgehalt, als vielmehr darauf an, ob beide gleichmäßig oder ungleichmäßig im Stahl verteilt sind, bzw. im letzteren Falle, ob die ungleichförmige Verteilung beider Elemente mehr oder weniger erheblich ist. Entschieden zu beanstanden ist es, wenn der Phosphorgehalt des Kerns den der Randzone um das Vierfache übertrifft, wie gelegentlich beobachtet wurde. Im allgemeinen zeigt jeder gewalzte Flußstahl eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Seigerungszone. Bei gutem, wenig geseigertem

Werkstoff wird sie nach dem Ätzen sehr wenig hervortreten, bei schlechtem, stark geseigertem dagegen kräftig, d. h., es werden im letzteren Falle die Farbenunterschiede zwischen der stark phosphor- und schwefelhaltigen Kernzone und der daran armen Randzone sehr erheblich sein.

Fig. 12a zeigt den Querschnitt eines solchen schlechten Rundstahles mit 0,08% Kohlenstoff, bei welchem sich die



Fig. 13a. I-Flußstahl mit starker Seigerung, im Querschnitt, makroskopisch geätzt (stark verkleinert).

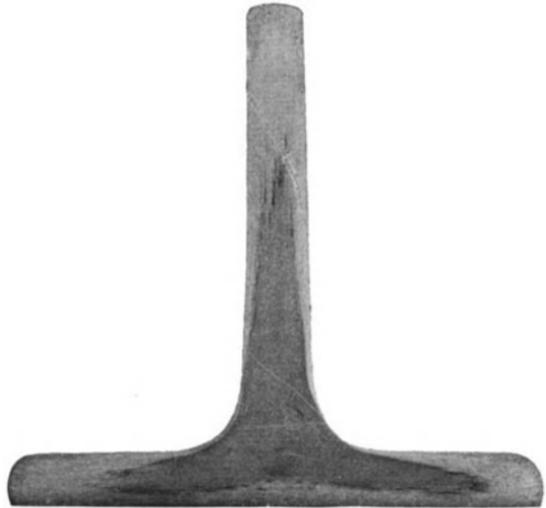


Fig. 13b. T-Flußstahl mit starker Seigerung im Querschnitt, makroskopisch geätzt.  $V = 1^1$ ).

rechteckige, dunkle Seigerungszone im Kern stark und unvermittelt von der hellen Randzone abhebt; die kleineren, tiefdunklen Flecke in ihr sind Stellen mit ganz besonders starken örtlichen Phosphoranreicherungen, die naturgemäß als Fehler des Werkstoffes zu bezeichnen sind, wenn sie in derartig starker Form auftreten. Fig. 12b stellt denselben Querschnitt nach Behandlung mit dem Oberhofferschen Ätzmittel dar, bei welchem die phosphorreichen Stellen hell erscheinen (das gilt aber, wie

<sup>1)</sup> „V“ bedeutet die lineare Vergrößerung.

schon früher erwähnt, nur für senkrechte Beleuchtung, während sich bei schräg auffallendem Lichte die Helligkeitsunterschiede umkehren). Bei diesem sehr kohlenstoffarmen Werkstoff gibt die Ätzung mit Kupferammoniumchlorid kontrastreichere und damit besser zu deutende Bilder; von 0,3% Kohlenstoff an kehrt sich aber das Verhältnis um. Die starke Seigerung wurde auch durch die chemische Analyse bestätigt; diese ergab für den dunklen Kern und den hellen Rand

Phosphor:	0,147%	0,065%
Schwefel:	0,067%	0,021%

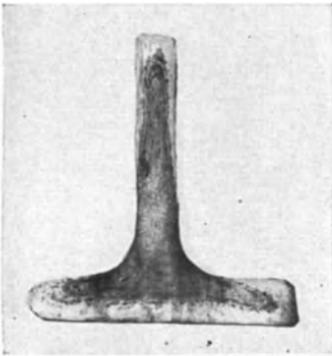


Fig. 14a. Querschnitt von T-Flußstahl mit starker Phosphorseigerung, makroskopisch geätzt.

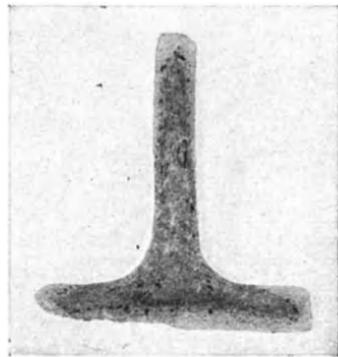


Fig. 14b. Baumannscher Schwefelabdruck eines Querschnittes von T-Flußstahl mit starker Schwefelseigerung.

also in der Seigerungszone einen zwei- bis dreimal höheren Phosphor- und Schwefelgehalt. Daß diese trotz des kreisförmigen Querschnittes des Werkstoffes rechteckige Form hat, ist darauf zurückzuführen, daß der Stahl in einer Kokille mit rechteckigem Querschnitt vergossen war. Da die Erkaltung angenähert parallel zu den Wänden fortschreitet, so muß auch die geseigerte Kernzone rechteckige Form annehmen. Diese bleibt nun auch nach dem Auswalzen des rechteckigen Blockes zu einem Rundstabe erhalten, da bei dem Walzvorgang die Werkstoffverschiebung im wesentlichen an der Oberfläche, aber nicht im inneren Kern des Materials vor sich geht. Die Form der Seigerungszone kann also auch dazu dienen, wichtige Aufschlüsse über technologische

Formänderungsvorgänge zu geben. So erkennt man an den Querschnitten durch einen I-Träger (Fig. 13a) und durch ein T-Eisen (Fig. 13b) mit sehr starken Seigerungen an den Übergangsstellen des Steges zu den Flanschen deutlich, wie sich der Werkstoff beim Walzvorgang verschoben und gelagert hat, und wie sich in Fig. 13a die beiden Enden der Seigerungszone an jenen Stellen in zwei lappenartige Ausläufer aufgeteilt haben. Wegen der starken ausgeprägten Zonenbildung sind beide als minderwertiger Werkstoff zu bezeichnen. Dasselbe gilt auch für das T-Eisen, dessen Querschnitt in den Fig. 14a und 14b wiedergegeben ist; beide zeigen auch, daß die Phosphorseigerungen (Fig. 14a),

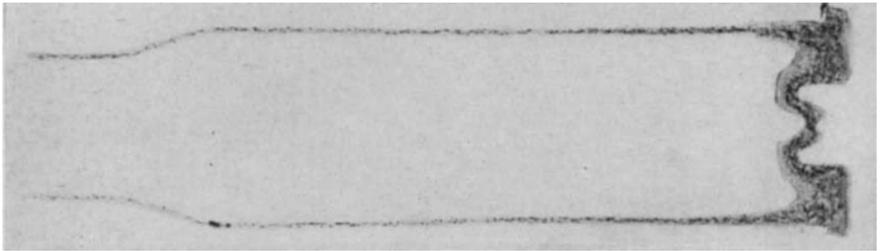


Fig. 15\*. Baumannscher Schwefelabdruck eines Längsschnittes durch eine Eisenhülse aus bandförmig gewalztem Flußstahl mit Schwefelseigerung in doppelter Größe.

wie sie durch Ätzung mit Kupferammoniumchlorid erhalten werden, genau parallel zu den Schwefelanreicherungen, wie sie die Baumannsche Schwefelprobe angibt, verlaufen<sup>1)</sup>. Sehr schön sieht man die Werkstoffverlagerung auch an dem Baumannschen Schwefelabdruck des Längsschnittes durch eine kaltgezogene Hülse aus Flußstahl (Fig. 15).

Im Gegensatz zum Schweiß Eisen zeigt also Flußstahl stets eine Seigerungszone, dagegen fehlen die für jenes kennzeichnenden parallelen Schlackeneinschlüsse. Die Ätzung oder ein Schwefelabdruck lassen demnach sofort sehen, ob es sich um Flußstahl oder Schweiß Eisen handelt, wie z. B. aus dem Vergleich von Fig. 12 mit Fig. 4 hervorgeht. Durch diese Verfahren kann man auch

<sup>1)</sup> Da der Schwefelabdruck immer ein spiegelbildlich verkehrtes Bild liefert, ist auch die Fig. 14a spiegelbildlich wiedergegeben, um die Übereinstimmung in beiden Figuren besser erkennen zu können.

erkennen, welche Formveränderungen der Werkstoff durchgemacht hat, was zur Aufklärung des Herstellungsvorganges eines Werkstückes oft sehr wichtig ist. So zeigt Fig. 16, der Schwefelabdruck eines Serve-Heizrohres, daß es zunächst aus Flußstahl bandförmig, mit aufstehenden Rippen gewalzt, dann erst zum Rohr gebogen und an einer Naht D überlappt verschweißt worden ist (wie die Pfeile andeuten), die etwa der stärksten Seigerungsstelle gegenüberliegt. Zuweilen kann zwar schon das Aussehen



Fig. 16\*. Schwefelabdruck des Querschnittes eines Serve-Heizrohres aus Flußstahl mit Schwefelseigerung.

und das Bruchgefüge einen Aufschluß hierüber geben, jedoch ist ein derartiger Schluß nicht unbedingt zuverlässig, da dieses zu sehr von der Art und Weise abhängt, wie der Bruch erzeugt wird<sup>1)</sup>. Es kann deshalb die Beurteilung des Werkstoffs auf Grund des Bruchgefüges leicht zu Täuschungen Veranlassung geben. Derartige Zweifel, ob es sich um Flußstahl oder Schweißstahl handelt, sind selbst bei Fachleuten gar nicht so selten, wie dies die zahlreichen diesbezüglichen Anträge an

<sup>1)</sup> Auf die Gefahren, die durch örtliches Auftragen von Werkstoff durch Schmelzschweißungen entstehen, weist H. Schottky in: „Schmelzschweißung und Dauerbruch“ in Krupp'sche Monatshefte, Dezember 1926, besonders hin.

die Material-Prüfungsanstalten zeigen. Zu wie schweren Irrtümern die Beurteilung der Güte eines Materials nach dem



Fig. 17a\*. Trennungsbruchfläche eines Radreifens.



Fig. 17b\*. Ein Teil des obigen Radreifens im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

Bruchaussehen führen kann, lehren die Fig. 17a und 17b nach einer Aufnahme von E. Heyn. Es handelt sich um einen Radreifen, dessen Bruchfläche in der Nähe der Lauffläche deutlich etwa parallel zueinander verlaufende Schichten aufweist

(Fig. 17a). Auf Grund dieses eigenartigen Bruchaussehens würde man geneigt sein, auf einen ungleichförmigen Werkstoff mit mehreren verschiedenartigen Zonen zu schließen. Daß dies jedoch durchaus nicht zutrifft, lehrt der in Fig. 17b wiedergegebene geätzte Querschnitt, der senkrecht zu der Richtung der Schichtung<sup>1)</sup> entnommen wurde, und welcher ein vollkommen gleichförmiges Gefüge aufweist. Die schichtenartige Streifung des ungeätzten Bruchgefüges ist also nicht auf ungleichförmigen Werkstoff zurückzuführen, sondern auf die Eigenart des Bruches, der als „Trennungsbruch“ bezeichnet wird.

Bauteile aus sprödem Stahl sind bekanntlich sehr empfindlich gegenüber Stößen. Aus diesem Grunde müssen Eisenbahnschienen mit starken und unvermittelt auftretenden Seigerungen (wie sie etwa Fig. 13a aufweist) verworfen werden, da sie bei der stoßweisen Beanspruchung durch die Räder eine erhebliche Betriebsgefahr bilden, wie aus vielen Untersuchungen über die Ursachen von Schienenbrüchen hervorgeht. Besonders macht sich die Sprödigkeit an Werkstücken mit scharfen und unvermittelten Querschnittsübergängen bemerkbar, bei denen nicht genügend durch starke Ausrundungen für einen möglichst allmählichen Übergang von dem starken zu dem schwächeren Querschnitt gesorgt ist, da andernfalls die Spannung etwa neunmal größer ist, als sich nach den üblichen theoretischen Rechenverfahren ergibt. Eine derartige Spannungssteigerung an unvermittelten Querschnittsübergängen ist nun bei sprödem Werkstoff, wie es eine Kernzone mit starker Seigerung darstellt, ganz besonders gefährlich. Das gilt auch für aus dem Vollen gedrehte Schrauben aus Flußstahl, bei welchen man für den Schaft unter Umständen nur den stark geseigerten und damit sehr spröden Kern übrig behält, wie bei dem Längsschnitt Fig. 18 einer

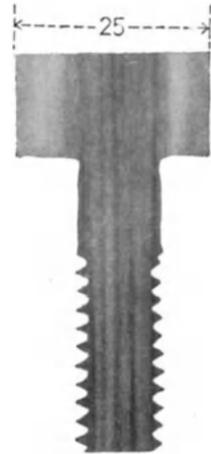


Fig. 18. Schraube aus Siemens-Martin-Stahl mit starker Seigerung.

<sup>1)</sup> W. Schwinning erklärt in: „Zähigkeit und Brucherscheinungen“, Deutscher Verband für die Materialprüfungen der Technik Nr. 75, diese eigenartige Erscheinung der Muschelbruchflächen.

Schraube aus Siemens-Martinstahl. Da die scharfen Gewindegänge als Gefahr steigernde Kerben wirken, so sind derartige Schrauben sehr wenig widerstandsfähig; aus diesem Grunde muß man hierfür möglichst seigerungsfreien Werkstoff verarbeiten. Vielfach geht man deshalb auch wieder dazu über, die Schraubenköpfe anzustauchen, damit das Gewinde in der weniger phosphor- und schwefelhaltigen und damit zäheren Außenschicht verläuft (auch wirtschaftliche Gründe sprechen für das Anstauchen der Köpfe). Bei dem Kaltstauchen der Köpfe an Schraubenbolzen muß aber richtig vorgegangen werden, damit die „Faser“ des Werkstoffes nicht abgeknickt

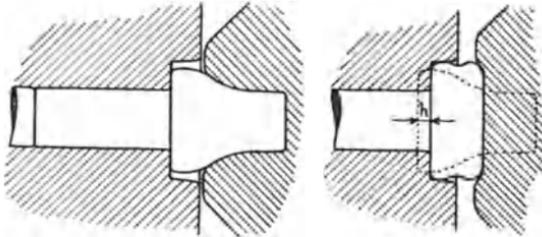


Fig. 19a\*.

Fig. 19b\*.

Der Doppelstauchvorgang von Köpfen ohne Vorschub (fehlerhaft).

wird<sup>1)</sup>. Bei den durch einmaligen Schlag hergestellten Köpfen ist meist keine Gefahr vorhanden; diese tritt nur bei den auf zweimaligem Arbeitsgang hergestellten Köpfen ein, wenn kein Werkstoffvorschub erfolgt. Hier wird nach Fig. 19a der Kopf vorgestaucht und nach Fig. 19b fertig gepreßt, wobei ein Teil des überschüssigen Werkstoffes in den Bolzen fließt, was die Pfeilhöhe  $h$  andeuten soll. Eine Folge dieses Vorganges ist, daß die äußeren Werkstoffasern an der Übergangsstelle vom Kopf zum Schaft abgeschert werden. Solche im Doppeldruckverfahren fehlerhaft hergestellten Köpfe können leicht abgeschlagen werden, denn außer der Abscherung der Außenfasern kommt die seigerungsreiche Kernzone gerade in den gefährlichen Querschnittsübergang vom Schaft zum Kopf. Durch einen Schwefelabdruck oder eine

<sup>1)</sup> Vgl. M. v. Schwarz: Werkstattstechnik Bd. 18, H. 14, 1924 und P. Mellmann: Ebenda Bd. 20, H. 12, 1926.

makroskopische Ätzung, z. B. Fig. 20 a, erkennt man den gestörten Fasernverlauf bei solchen falsch hergestellten Köpfen auf dem Längsschnitt.

Nach dem Vorgang Nußbaum wird der Schaft des vorgepreßten Bolzens vor dem zweiten Stauchvorgang um den Betrag „h“ in Fig. 19 b vorgeschoben, so daß neuer Werkstoff in den gefährdeten Querschnitt gebracht wird. Die makroskopische

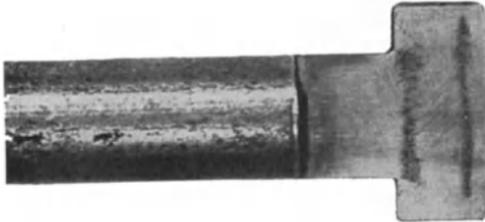


Fig. 20 a\*.

Geätzter Längsschnitt eines Kopfes, der falsch nach der alten Doppeldruckmethode ohne Vorschub gestaucht wurde.

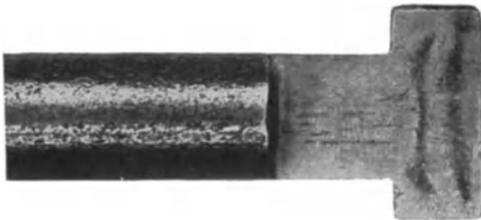


Fig. 20 b\*.

Makroskopisch geätzter Längsschnitt durch einen richtig, nach dem Nußbaum'schen Doppeldruckverfahren mit Vorschub gestauchten Kopf.

Ätzung zeigt in Fig. 20 b, daß hier die Fasern des Werkstoffes nur verbogen, aber nicht abgeschert wurden. Am Rande ist der zähe Werkstoff erhalten geblieben. Dies erkennt man besonders deutlich auf dem in Fig. 21 dargestellten Schwefelabdruck des Längsschnittes eines richtig gestauchten Stahlschraubenkopfes <sup>1)</sup>.

Für die sehr große Sprödigkeit des stark geseigerten Flußstahls seien einige Beispiele aus der Praxis angeführt. Die 45 mm

<sup>1)</sup> Dieser wurde mir in liebenswürdiger Weise von Herrn Obergeringieur W. Nußbaum überlassen.

starke Kurbelwelle einer landwirtschaftlichen Maschine erhielt beim Ausrichten einen Riß, der zunächst unbemerkt blieb. Darauf fiel die Welle, die ein Gewicht von etwa 3 kg besaß, auf dem Transport aus 1 m Höhe zufällig auf den Erdboden und zerbrach hierbei in zwei Stücke. Den Grund für die starke Sprödigkeit erkennt man sofort aus der Ätzung des Querschnittes (Fig. 22), welcher eine sehr starke (wieder angenähert rechteckige) Seigerung aufweist. Ein anderes Beispiel hierfür bietet ein Rohr,

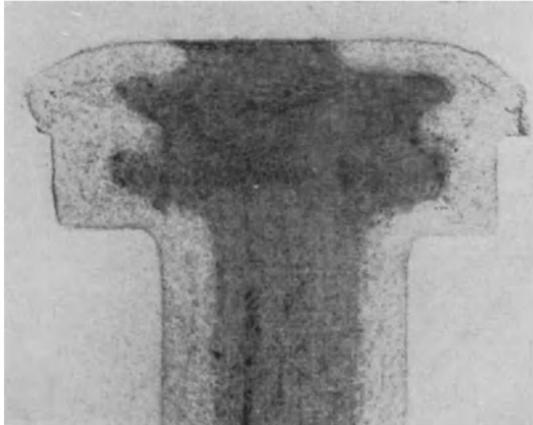


Fig. 21\*. Schwefelabdruck eines richtig mit Vorschub gestauchten Flustahlschraubenkopfes zeigt am Verlauf der Seigerung, daß im Doppel-druckverfahren mit Vorschub (nach W. Nußbaum) gestaucht worden ist.

welches beim Ziehen aus einem vorgewalzten Block auf der inneren Seite zahlreiche Anrisse erhielt, die in Ebenen senkrecht zur Längsachse verliefen<sup>1)</sup>. Auf dem in Fig. 23 a etwas vergrößert wiedergegebenen Querschnitt erkennt man deutlich auf der Innenseite die dunkle, stark geseigerte Kernzone des ursprünglichen Blockes und außen die darum liegende phosphorarme helle Randzone. Die spröde Kernzone hat also zum mindesten einen sehr erheblichen Anteil an der Ursache der Rißbildung gehabt, denn außer starken Seigerungen können auch noch andere Ursachen für die Sprödigkeit in Betracht kommen, wie z. B.

<sup>1)</sup> E. Heyn und O. Bauer: Stahl und Eisen, **32**, 402, 1912.

unsachgemäße Wärmebehandlung, Kaltbearbeitung<sup>1)</sup> usw. Dieses Rohr dürfte nach dem Ehrhardtverfahren aus einem viereckigen Block hergestellt worden sein, wie man an der ungleichmäßigen Breite der Seigerungszone erkennen kann. Bei den nach dem Mannesmannverfahren hergestellten nahtlosen Rohren, die meist aus einem runden Gußblock gewonnen werden, nimmt die Seigerung zwar auch den inneren Rand des Rohres ein, bleibt aber meist in gleicher Breite oder sitzt etwas exzentrisch, wenn die



Fig. 22. Flußstahlrundstab mit starker Seigerung im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

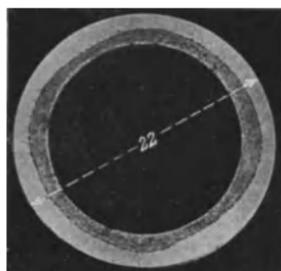


Fig. 23 a\*. Gezogenes Flußstahlrohr, nach dem Ehrhardtverfahren hergestellt, im makroskopisch geätzten Querschnitt.

Seigerung exzentrisch im Block gelagert war (Fig. 23 b). Die Rohrquerschnitte A, B, C und D zeigen Schwefelabdrücke von Mannesmannrohren mit verschiedenen starken Seigerungen, E ist praktisch seigerungsfrei und F zeigt zwar hohen, aber gleichmäßig verteilten Schwefelgehalt. Bei geschweißten Flußstahlrohren liegt die Seigerungszone in der Mitte der Rohrwand (vgl. Fig. 16) und der Schweißstelle gegenüber, wenn das Rohr, wie es meistens geschieht, aus einem bandförmig gewalzten Flußstahl gebogen und verschweißt wurde. Durch die metallo-

<sup>1)</sup> Auf die nach kritischer Kaltbearbeitung beim Glühen unter der Umwandlungstemperatur einsetzende Rekristallisation, die zu örtlicher grober Kornbildung führt und sehr große Sprödigkeit bedingt, wird S. 157 näher eingegangen.

graphische Untersuchung läßt sich meist mit Sicherheit angeben, wie ein Rohr hergestellt wurde.

Aus den vorher angeführten Gründen ist die durch die Seigerung erzeugte Sprödigkeit ganz besonders gefährlich bei Kesselblechen, weil gerade bei Kesseln ein Bruch zu sehr folgenschweren Unfällen führen kann, und da die ersten Anrisse häufig trotz der sorgfältigsten Untersuchung unentdeckt bleiben. Man wird deshalb

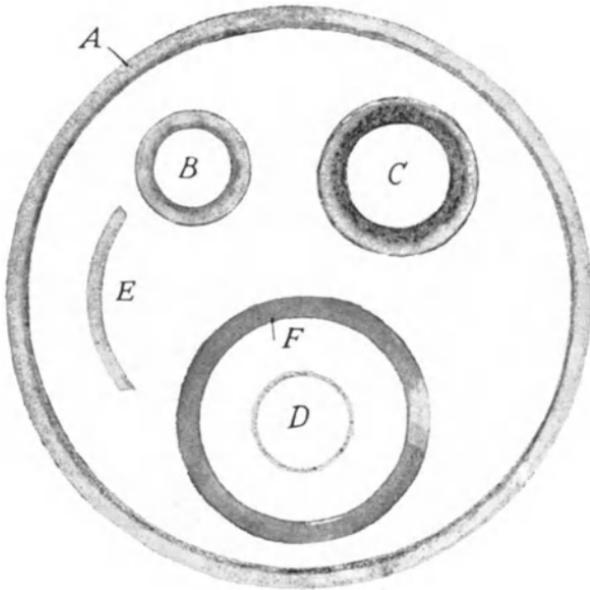


Fig. 23 b. Nahtlos gezogene Flußstahlrohre, nach dem Mannesmannverfahren hergestellt, im Schwefelabdruck.

möglichst einen mittleren Gehalt der Bleche von 0,04% Phosphor und 0,04% Schwefel nicht überschreiten. Es ist jedoch auch hier das bereits früher Gesagte zu beachten, daß nämlich ein etwas höherer Phosphor- und Schwefelgehalt, der annähernd gleichmäßig im Blech verteilt ist, bei weitem nicht so gefährlich wirkt, wie ein geringer Gesamtgehalt hieran, der sich jedoch infolge starker Seigerung so verteilt, daß der größte Teil des Phosphors und Schwefels in der Kernzone vorhanden ist.

Aus diesem Grunde wird man ein Blech verwerfen, dessen Querschnitt, wie Fig. 24, zwei deutlich hellere phosphorarme Rand- und eine dunklere Kernzone zeigt, und bei denen die tiefdunklen Streifen innerhalb dieser und am Übergange vom Rande zum Kern noch auf besonders starke örtliche Phosphor-

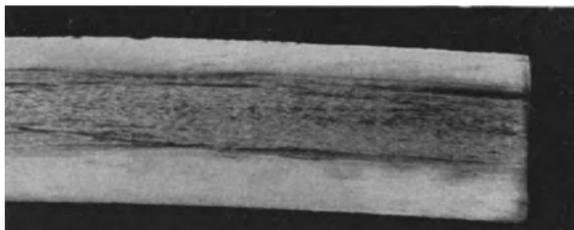


Fig. 24\*. Flußstahlblech (von einem zerknallten Dampfpaß) mit Seigerung und starken örtlichen Phosphoranreicherungen im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

anreicherungen hinweisen. Sie entsprechen etwa den stark dunklen Stellen der Fig. 12, die sich beim Auswalzen langgestreckt haben. Eine ähnliche ausgesprochene Seigerung mit örtlichen Anreicherungen beobachtet man auch in Fig. 25, die von einem Dampfkessel stammt, der nach sechsjährigem Betriebe bei der

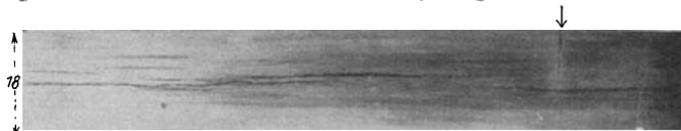


Fig. 25. Querschnitt eines Flußstahlkesselbleches mit Seigerung und örtlichen langgestreckten Phosphoranreicherungen, makroskopisch geätzt. Beim Pfeil ist ein Riß zu sehen.

Wasserdruckprobe in der Nietlängsnaht eines Schusses auf einer Strecke von 1,25 m aufriß. Das Blech zeigte in der Nähe der Bruchstelle zahlreiche, häufig von den Nietlöchern ausgehende alte Anrisse, von welchen man einen beim Pfeil in Fig. 25 erkennt. Man bemerkt ferner, daß die betreffende Probe am Ende der Seigerungszone entnommen worden ist, da diese nach links in eine Spitze ausläuft.

Das Blech wies an der Bruchstelle in der Kernzone einen Gehalt an Phosphor von 0,078% und an Schwefel von 0,088%,

in den Randzonen dagegen von 0,022% bzw. 0,016% auf. Der Phosphorgehalt ist also in der Kernzone 3,5 mal und der Schwefelgehalt 5,5 mal größer als in jenen. Beide sind als unzulässig hoch zu bezeichnen und zum mindesten mit für die Sprödigkeit des Bleches verantwortlich zu machen, falls nicht noch etwa andere Ursachen, wie z. B. eine unsachgemäße Verarbeitung des Bleches (worauf hier nicht näher eingegangen werden soll) ebenfalls zu der Sprödigkeit des Bleches beigetragen haben sollten <sup>1)</sup>.

Bei Nichteisenmetallen beobachtet man gelegentlich eine „umgekehrte Seigerung“, bei der sich die leichter schmelzenden Bestandteile — im Gegensatz zu der gewöhnlichen Seigerung — in der Randzone angereichert haben. Beim Stahl ist diese Erscheinung noch nicht ganz geklärt <sup>2)</sup>.

Aus allem bisher über die Untersuchung Gesagten geht hervor, daß man sich nicht nur bei der Probenentnahme für metallographische Untersuchungen, sondern auch bei der Probenentnahme für die chemischen Analysen über die sachgemäße Auswahl der örtlichen Lage der Entnahmestelle genau klar sein und Rechenschaft ablegen muß. Die so häufigen Fälle, daß zwei Chemiker, welche das gleiche Stück Eisen oder Stahl analysieren, zu stark abweichenden Ergebnissen kommen, ist fast stets nicht etwa auf die unzulänglichen chemischen Prüfungsmethoden, sondern darauf zurückzuführen, daß in den beiden Fällen die Proben an verschiedenen Stellen des Stückes, bzw. nicht sachgemäß entnommen wurden. So werden nach E. Heyn Späne aus dem Loche I (Fig. 26 a) mit viereckiger Seigerungszone einen geringeren Phosphor- und Schwefelgehalt aufweisen, als

<sup>1)</sup> Für einen mechanischen Nachweis der Sprödigkeit sei besonders auf die Kerbschlagprobe mit dem Pendelhammer oder in der einfacheren, in jeder Werkstatt leicht auszuführenden Form nach der Kerbschlagbiegeprobe nach E. Heyn hingewiesen (siehe S. 185).

<sup>2)</sup> Einen derselben ähnlichen Vorgang beschreibt F. Rapatz in Stahl und Eisen, 46, S. 1685, 1926, wo der Kohlenstoffgehalt am Unterende und der Außenseite des Stahlblockes höher ist als im Inneren. Das tritt hauptsächlich bei legierten Edelstahlblöcken ein, wenn beim Guß eine „Warmhaube“ Verwendung findet. Es ist keine eigentliche umgekehrte Seigerung, sondern wird durch das Untersinken der zuerst erstarrten Kristalle in dem länger flüssig bleibenden Innenteil hervorgerufen. Im verlorenen Kopf ist die Seigerung dagegen normal. Außerdem sollen noch Fälle wirklicher umgekehrter Seigerungen vorkommen.

die aus dem Loche II, weil dieses durch eine größere Strecke der Seigerungszone verläuft. Man wird hiernach die Probespanentnahme durch Bohren überhaupt verwerfen müssen, weil jedes Loch je nach seiner zufälligen Lage zu verschiedenen Ergebnissen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung führen muß. Richtige Werte (Durchschnittswerte) kann man nur erhalten, wenn man die Probespäne durch Hobeln über den ganzen Querschnitt ablöst. Bei einem Blech mit phosphor- und schwefelhaltiger Kernzone muß die chemische Analyse je

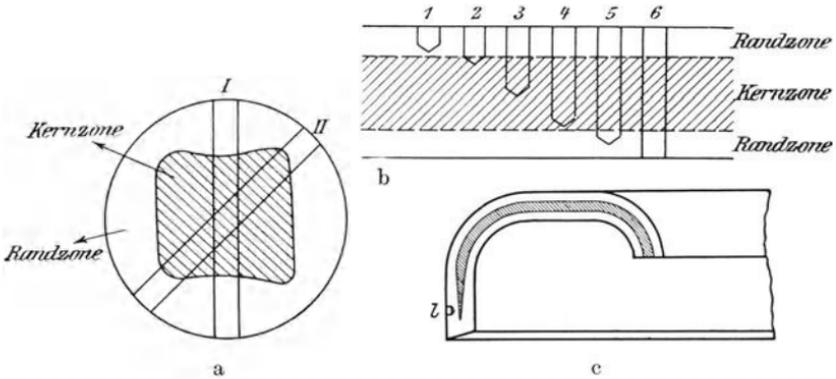


Fig. 26\*. Schema für die Analysenprobenentnahme bei geseigertem Flußstahl.

nach der Tiefe der Bohrlöcher zu ganz verschiedenen Ergebnissen führen. Nach Fig. 26 b wird man das Loch Nr. 6 für das einzig richtige zur Spanentnahme halten; das trifft im allgemeinen zu, kann jedoch unter Umständen auch nicht richtig sein, wie Fig. 26 c lehrt, bei welchem die Seigerungszone nach dem Rande hin spitz verläuft und diesen freiläßt. Hier würde ein bei l auch durch die ganze Dicke hindurchgehendes Bohrloch nur zu einem geringen Teile innerhalb der Seigerungszone verlaufen, während es noch etwas tiefer diese überhaupt nicht anschneiden würde. Um also nicht zu ganz falschen Ergebnissen zu kommen, muß man sich unbedingt vor der Spanentnahme für Analysen von Flußstahl durch eine Ätz- oder Schwefelabdruckprobe über die Lage der Seigerungszone Klarheit verschaffen.

#### IV. Formänderungen des schmiedbaren Eisens (Stahles).

Vorher war schon verschiedentlich darauf hingewiesen worden, daß die Seigerungszonen des Flußstahls und die verschiedenen Schichten des Schweißeisens die Formänderungen beim Walzen oder Schmieden bei höheren Temperaturen (etwa über  $625^{\circ}$ , meist  $\sim 900-1000^{\circ}$  C) mitmachen, so daß diese in den geätzten

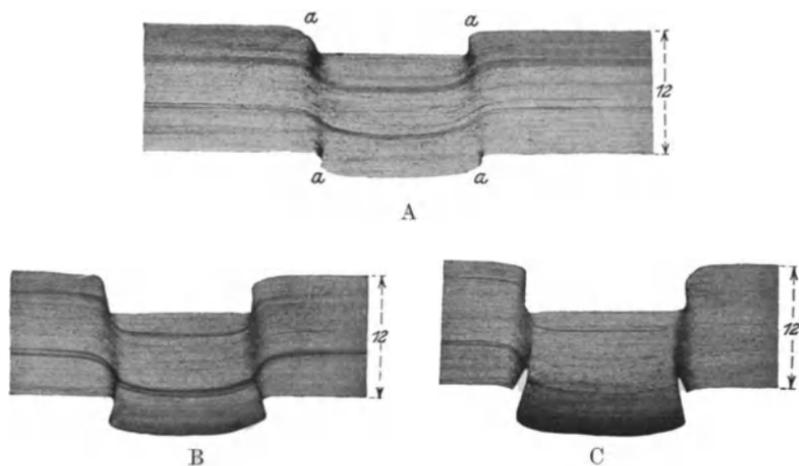


Fig. 27. Vorgang des Lochstanzens bei Flußstahlblech in Längsschnitten, makroskopisch geätzt.

Schnitten durch die Farbenunterschiede der verschiedenen Gefügebestandteile deutlich zu erkennen sind. Das gilt in noch höherem Maße für alle Formänderungen im kalten Zustande, wie sie beim Stanzen, Schneiden, Nieten, Stauchen usw. eintreten. Erleichtert wird dies noch dadurch, daß diejenigen Stellen, welche besonders starke Formänderungen erlitten haben, nach der Ätzung dunkler als die umliegenden weniger beanspruchten Stellen erscheinen. Dies ist darauf zurückzuführen, daß hier das Gefüge gestört und aufgerauht ist, und daher das auffallende Licht nur im geringen Maße zurückwirft. Fig. 27 A bis C zeigen die Formänderungen eines Flußstahlbleches von 12 mm Dicke, in das ein kreisförmiges Loch gestanzt wurde, nach in verschiedenen Zeiten

unterbrochenem Stanzvorgang. Man erkennt bei allen drei Figuren aus dem Verlauf der nach dem Ätzen dunkel hervorgetretenen phosphorhaltigen Stellen sehr deutlich, wie sich der Werkstoff unter dem Stanzstempel verschoben, fortgedrückt und in der Nähe des Lochrandes herumgebogen hat. Man sieht ferner auch, daß die Stellen stärkster Formänderung (in Fig. 27A mit aa bezeichnet) in allen drei Figuren dunkel erscheinen, weil, wie oben erwähnt, die Kristalle infolge des stärkeren Ätzangriffes das Licht hier nur schlecht reflektieren. Aus dem Verlauf der Fasern in der Nähe des Lochrandes kann man also feststellen, ob ein Blech

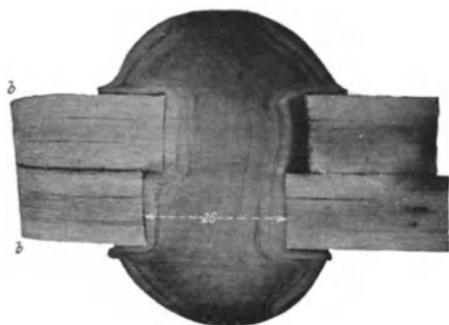


Fig. 28. Nietung, Flußstahlblech und Flußstahlniete im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.



Fig. 29. Nietung, Flußstahlblech und Schweißeisenniete im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

gestanzt oder gebohrt ist, da bei gebohrten Löchern naturgemäß hier niemals eine Krümmung der Fasern eintritt; sie verlaufen vielmehr senkrecht auf die Lochleibung zu, wie dies die Nietlöcher der Fig. 28 und 29 deutlich erkennen lassen. Wegen der stark ausgeprägten Schichtenbildung sind die Formänderungsvorgänge durch das Stanzen beim Schweißisen im allgemeinen noch besser zu verfolgen, als beim Flußstahl.

Die Feststellung der Tatsache, ob ein Nietloch gebohrt oder gestanzt ist, ist von erheblicher Wichtigkeit, besonders bei Kesselblechen. Durch den Stanzvorgang wird nämlich, wie die Fig. 27A bis C erkennen lassen, der Werkstoff am Lochrand sehr stark in Mitleidenschaft gezogen. Durch die bereits erwähnte Krümmung der Blechfasern in der Nähe des Lochrandes können

sich unter Umständen die einzelnen Schichten des Bleches, insbesondere dann, wenn dies aus stark geseigertem Werkstoff oder

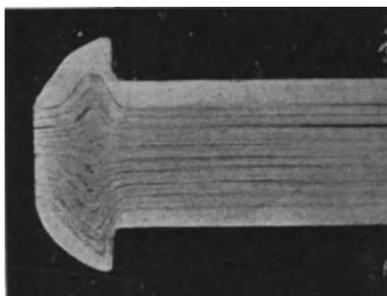


Fig. 30\*. Nietung mit Handhammer, Flußstahlniete im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

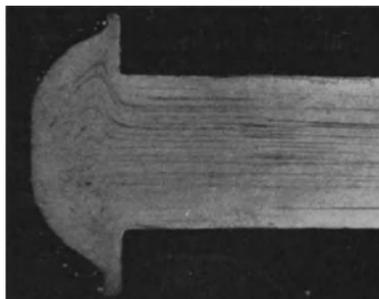


Fig. 31\*. Nietung mit Lufthammer, Flußstahlniete im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

Schweißseisen besteht, voneinander zu trennen beginnen. Es entstehen dann feine Anrisse in der Lochleibung, die im Laufe der Zeit gefährlich werden können, da sie sich oft durch die Wirkung

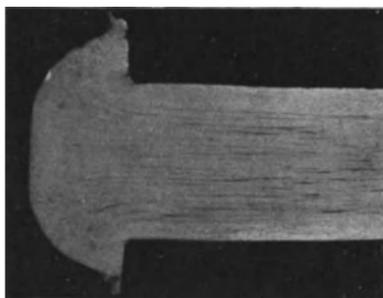


Fig. 32\*. Nietung mit Kniehebelpresse, Flußstahlniete im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

der Korrosion und die abwechselnde Erwärmung und Wiederabkühlung vergrößern und überdies durch ihre örtliche Lage im Kessel im allgemeinen jeder Beobachtung entzogen sind.

Die Fig. 28 und 29 zeigen die Werkstoffverlagerungen von Nietschäften bei schlecht übereinstimmenden Löchern der beiden vernieteten Bleche. In beiden Fällen handelt es sich um Flußstahlbleche, was sich aus der ausgeprägten

Seigerungszone, sowie den in diesen liegenden dunklen phosphorhaltigen Streifen ergibt; die Niete besteht in Fig. 28 aus Flußstahl, in Fig. 29 dagegen aus Schweißseisen. Beachtenswert ist in Fig. 28 noch der Umstand, daß die Nietlöcher in den beiden Blechen

gebohrt sind, wie man daran erkennt, daß die nach dem Ätzen sichtbar gewordene Faserrichtung des Bleches senkrecht auf die Nietlochleibung zuläuft. Dagegen sind die Kanten der beiden vernieteten Bleche auf der Seite *bb* mit einer Schere abgeschnitten und nicht etwa gesägt oder gehobelt, da die Fasern deutlich umgebogen sind.

Auch die Art des Nietverfahrens läßt sich aus dem geätzten Querschnitt der Schließköpfe mit Sicherheit entnehmen, wie die Fig. 30 bis 32 an einer 19 mm starken Niete aus weichem Flußstahl lehren, während sie auf die Struktur des Setzkopfes ohne Einfluß ist, da seine Form und Bildung schon vorher gegeben ist. Bei der Handnietung findet nur ein Stauchen und geringes Ausbreiten der einzelnen Fasern statt (Fig. 30)<sup>1)</sup>, bei der Preßnietung (Fig. 32) erfolgt dagegen eine kräftige, faßartige, seitliche Ausbauchung, die sich aus dem hier unter hohem Druck erfolgenden, sehr schnellen Arbeitsvorgang erklärt. Die Lufthammernietung (Fig. 31) steht in ihrer Wirkung infolge der gegenüber der Handnietung erheblich gesteigerten Arbeitsgeschwindigkeit zwischen den beiden anderen Verfahren.

Die Nietung von Dampfkesseln<sup>2)</sup> muß mit ganz besonderer Sorgfalt geschehen. Es müssen nicht nur die Nietlöcher gebohrt und genau aufgerieben werden, sondern auch die Durchmesserunterschiede zwischen Nietloch und Nietschaft, dessen Temperatur und der anzuwendende Nietdruck bei Maschinennietung sind in genauen Grenzen zu halten<sup>3)</sup>.

Von besonderem Interesse bei weichem Flußstahl sind die „Alterungserscheinungen“, die nach einer Kaltbearbeitung eintreten, besonders rasch bei Dampfkesseltemperatur, und die mit großer Empfindlichkeit gegen Kerben oder stoßweise Beanspruchungen verbunden sind. Sie sind dem „Blaubruch“

---

<sup>1)</sup> Wird bei Handnietung der Kopf weitgehend ohne Anwendung eines Gesenkes geformt, so gehen die Fasern am Kopf oft pinselförmig auseinander, so daß eine solche Handnietung im makroskopischen Schliß sehr leicht von Maschinennietung zu unterscheiden ist.

<sup>2)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz und W. Bergmann: Ztschr. d. Bayer. Revisions-Vereins 1924. Nr. 21, 22 u. 23, wo ausführlich darüber berichtet wird.

<sup>3)</sup> Vgl. C. v. Bach und R. Baumann: Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1912. S. 1890 und R. Baumann: Forschungshefte d. Ver. dtsch. Ing. 1922. H. 252.

ähnlich. Mit Hilfe des von A. Fry angegebenen Ätzmittels<sup>1)</sup> kann man die „Kraftwirkungsfiguren“ an kalt verformtem und gealtertem (eventuell auch künstlich  $\frac{1}{2}$  Stunde auf etwa 200 bis 250° C erhitztem) Flußstahl sichtbar machen und ist so in der Lage nachzuweisen, daß der Stahl im kalten Zustand



Fig. 33a\*. Querschnitt durch ein kalt gebogenes und gealtertes Flußstahlblech mit Kraftwirkungsfiguren, nach Fry geätzt.

verformt wurde. Die meisten Kesselschäden der letzten Jahrzehnte sind auf diese Erscheinung zurückzuführen. Bisher waren nur legierte, etwa Nickelstähle, frei von Alterungs sprödigkeit. Neuestens wurde aber von Fr. Krupp der „Izett-Flußstahl“ entdeckt, der nur eine ganz geringe Alterungsempfindlichkeit aufweist.

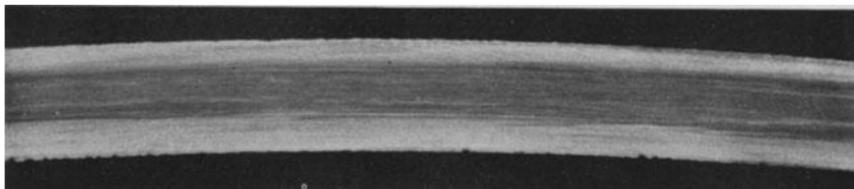


Fig. 33b\*. Derselbe Querschnitt wie Fig. 33a, aber in gewöhnlicher Weise makroskopisch geätzt.

<sup>1)</sup> Für mikroskopische Ätzung: 30 ccm Wasser, 40 ccm konzentrierte Salzsäure, 25 ccm Alkohol und 5 g kristallisiertes Kupferchlorid, wobei schon eine Ätzdauer von wenigen Sekunden genügt. Es darf nur mit Alkohol abgespült werden, denn Wasser bewirkt die Abscheidung einer Kupferschicht. Zur makroskopischen Ätzung wird 120 ccm konzentrierte Salzsäure, 100 ccm Wasser, 90 g Kupferchlorid verwendet und während der Ätzung gepulvertes Kupferchlorid mit einem Läppchen (Gummihandschuhe!) auf der Schliffoberfläche verrieben; Ätzung 2–20 Minuten, dann wird mit konzentrierter Salzsäure abgespült. Die makroskopische Ätzung ist umständlich und sehr tiefgehend. Meist kommt man mit der mikroskopischen Ätzung aus.

Die Fig. 33 a zeigt den Querschnitt eines gealterten Kesselbleches nach der Fryschen Ätzung mit dem kennzeichnenden Verlauf der Kraftwirkungsstreifen etwa unter  $45^{\circ}$  zur Oberfläche geneigt, dem Verlauf der beim Biegen auftretenden Spannungen folgend. Eine gewöhnliche makroskopische Ätzung zeigt von diesen Kraftwirkungsstreifen nichts, wie z. B. Fig. 33 b erkennen läßt, welche den Querschnitt desselben Bleches wie Fig. 33 a\* darstellt. Sehr beachtenswert ist die Frysche Ätzung <sup>1)</sup>, z. B. um

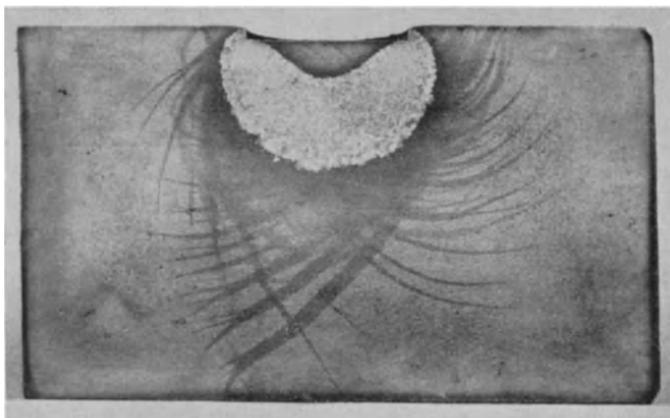


Fig. 33 c\*. Schnitt durch einen Flußstahl mit Stempeldruck, rekristallisiert und dann nach Fry geätzt, zeigt ein sehr tiefes Eindringen der Kraftwirkungsfiguren.

die Tiefenwirkung einer Stempelung bei Flußstahl nachzuweisen, wie Fig. 33 c (an einem durch sechsständiges Erhitzen auf  $730^{\circ}$  C „rekristallisierten“ Schnitt) durch einen Stempeldruck bei weichem Flußstahl erkennen läßt<sup>2)</sup>). Die Kraftwirkungsfiguren sind selbst durch diese stärkere Erhitzung nicht verschwunden und lassen erkennen, wie tiefgehend der Werkstoff durch den Stempeldruck verändert wurde. Da die Kraftwirkungsstreifen schon geringe Verformungsgrade anzeigen, so können sie selbst dazu dienen, auch wenn der Stempeldruck ganz abgefeilt oder

<sup>1)</sup> Vgl. A. Fry: Kruppsche Monatshefte Juli 1924.

<sup>2)</sup> Die „kritisch verformte“ Zone ist beim Rekristallisieren sehr grobkörnig geworden (der helle linsenförmige Teil in Fig. 33 c).

abgeschliffen wurde, nachzuweisen, ob und wo das Werkstück gestempelt worden ist <sup>1)</sup>.

Fig. 34 stellt einen axialen Längsschnitt durch ein ursprünglich 32 mm langes Stück Rundeisen von 12 mm Durchmesser dar, das in kaltem Zustande durch eine Presse auf die Hälfte seiner Höhe zusammengedrückt wurde, und bei welchem man infolge der starken Seigerung des Werkstoffs den Verlauf der Formänderung der verschiedenen Fasern sehr genau verfolgen kann. Beachtenswert erscheint dabei, daß die Fasern auf der tonnenförmigen Außenfläche des Körpers nur nach einer Seite gekrümmt sind, während sie z. B. an der Übergangsstelle zwischen der helleren Randzone und der dunkleren Kernzone, in der Nähe

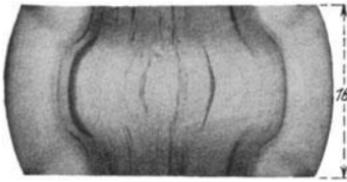


Fig. 34. Kaltgestauchter Flußstahlzylinder im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

der Druckfläche, einen Wendepunkt zeigen, was sich aus der großen Reibung an den Druckflächen erklären dürfte, die eine Werkstoffverschiebung zu verhindern sucht. Ferner sind die vier dunklen Streifen beachtenswert, die von den vier Endpunkten des Probekörpers aus etwa in der Richtung von Diagonalen nach dem Innern zu verlaufen. Diese

sind die Stellen stärkster Beanspruchung und Verformung, die nach dem früher Gesagten infolge der dort aufgetretenen Gefügestörung dunkel erscheinen. In diesen Diagonalen, also den Linien stärkster Beanspruchung, tritt später dann auch der Bruch ein, falls der Werkstoff nicht etwa so nachgiebig ist, daß er eine sehr weitgehende Zusammendrückung ohne Anrisse auszuhalten vermag.

Fig. 35a ist der Querschnitt durch einen Rundstab aus Flußstahl, der eine sehr eigenartige 8-förmige Seigerung aufweist; diese dürfte auf folgende Weise entstanden sein: der Stab, der bei der Untersuchung etwa 50 mm Durchmesser besaß, war

<sup>1)</sup> Durch mikroskopische Untersuchungen bei sehr starken Vergrößerungen zeigte das Gefüge in den Kraftwirkungsstreifen eine Aufrauung und dadurch bedingten stärkeren Ätzangriff, so daß die Streifen unter geeigneter Beleuchtung dunkel erscheinen. Es tritt direkt ein „Kornzerfall“ ein, wie mikroskopisch festzustellen ist.

aus einem Rundstabe von größerer Dicke auf diesen heruntergeschmiedet worden. Diese Schmiedearbeit erkennt man noch daran, daß der Umfang des Stabes in Fig. 35a nicht vollkommen kreisförmig ist, sondern aus vielen kurzen, geraden, von den Wirkungen der Hammerschläge herrührenden Strecken besteht. Bei dem Herunterschmieden von dem größeren auf den kleineren Durchmesser hatte es der Schmied aus Bequemlichkeit augenscheinlich versäumt, nach jedem Hammerschlage den Stab etwas

zu drehen, er hatte ihn vielmehr während einer größeren Zahl von Schlägen ruhig auf dem Amboß



Fig. 35a. Flußstahlrundstab mit 8-förmiger Seigerung im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

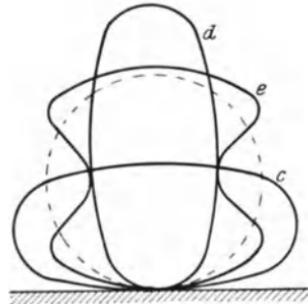


Fig. 35b. Schematische Erklärung zu Fig. 35a.

liegen lassen, so daß er infolge der Wirkung der wiederholten Schläge auf der gleichen Seite einen elliptischen Querschnitt nach der Linie *c* in Fig. 35b erhielt. Danach hatte er den Stab plötzlich um  $90^\circ$  gedreht, so daß der elliptische Querschnitt nach Linie *d* nunmehr hochkantig stand. In dieser Stellung hatte er wiederum mehrere Schläge auf den Stab ausgeübt, der dabei nach Linie *e* einen 8-förmigen Schnitt annahm. Später wurde dann der 8-förmige Querschnitt zu einem runden Querschnitt weiter ausgeschmiedet. Da jedoch nach dem zu Fig. 12 Gesagten die Formänderungsvorgänge sich in derartigen Fällen im wesentlichen an der Oberfläche des Werkstoffes vollziehen, so blieb die

im Kern vorhandene 8-förmige Seigerungszone als ein bleibendes Zeugnis über die vorausgegangenen Formänderungsvorgänge erhalten.

Eine eigenartige Faserrichtung weist auch der Querschnitt durch ein gebrochenes, nahtlos nach dem Ehrhardtverfahren gezogenes Flußstahlrohr auf, dessen nach Oberhoffer geätzten Querschnitt Fig. 36 wiedergibt, bei welchem die Phosphorzeilen

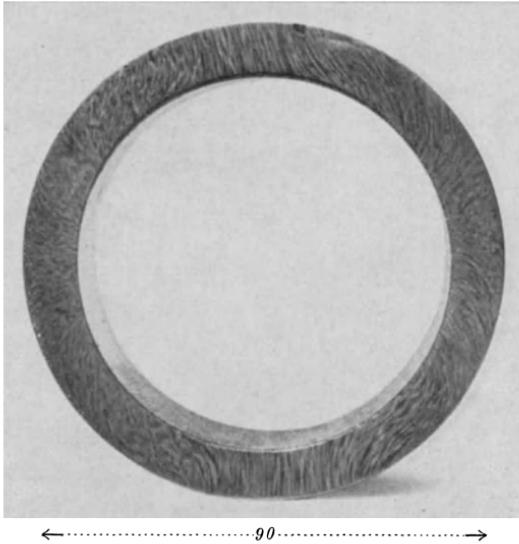


Fig. 36\*. Nahtlos gezogenes Flußstahlrohr mit eigentümlicher Faseranordnung im Querschnitt, nach Oberhoffer geätzt.

zum Teil radial, zum Teil peripherisch, im übrigen wie üblich parallel zu den starken Schlackeneinschlüssen verlaufen. Diese eigentümliche Anordnung dürfte dadurch entstanden sein, daß die Fasern des Blockes, aus welchem das Rohr hergestellt wurde, senkrecht zur Preßrichtung standen. Durch dieses Herstellungsverfahren wurde das sonst seigerungsfreie Rohr weniger widerstandsfähig und platzte in der Richtung der radialen Fasern auf.

## V. Schweißungen.

Die makroskopische Untersuchung der geätzten Schliffe gestattet in einfachster Weise, auch das Vorkommen, den Verlauf und die Güte von Schweißstellen bei Schweißisen und Flußstahl festzustellen (s. auch Fig. 16, S. 19). Da an der Schweißfuge zwei Werkstoffstücke zusammenstoßen, die meist ein voneinander etwas abweichendes Gefüge haben, so prägt sich die Schweißfuge durch den Gefügeunterschied deutlich aus, meist ist sie aber auch bei vollkommen gleichartigem Gefüge der beiden verschweißten Stücke als mehr oder minder dunkle Linie erkennbar.

Um allerdings ein endgültiges Urteil darüber abgeben zu können, ob die Schweißung über den ganzen Querschnitt erfolgt ist oder unverschweißte Stellen vorhanden sind, und ob ferner die Schweißnaht rein metallisch und frei von Schlacken ist, welche ihre Festigkeit wesentlich



Fig. 37. Geschweißte Flußstahlprobe im makroskopisch geätzten Längsschnitt.



Fig. 38. Von Hand überlappt geschweißtes Flußstahlblech im Längsschnitt, makroskopisch geätzt, zeigt unvollkommene Schweißung.

beeinflussen, wird man häufig noch die makroskopische durch die mikroskopische Prüfung ergänzen müssen (siehe Kap. B. VIII).

Fig. 37 zeigt ein Stück Flußstahl im Längsschnitt, in dessen Bohrung ein Stück Schweißisen eingeschweißt war, und zwar so vollkommen, daß sich vor der Ätzung mit dem bloßen Auge nicht die geringste Andeutung einer Schweißfuge erkennen ließ, selbst dann nicht, als die Fläche geschlichtet und mit Schmirgel geschliffen war. Nach der Ätzung traten aber die Grenzen der beiden geschweißten Stücke und ihr Gefüge sofort deutlich hervor.

Fig. 38 stellt ein von Hand überlappt geschweißtes Flußstahlblech dar, dessen Schweißnaht vor der Ätzung gleichfalls auf keine Weise zu erkennen war. Dasselbe gilt für das in



Fig. 39. Autogen geschweißtes Flußstahlblech im makroskopisch geätzten Längsschliff.

Fig. 39 wiedergegebene Flußstahlblech, das jedoch von zwei Seiten (wie man sagt X-förmig im Gegensatz zu V-förmig, wo nur von

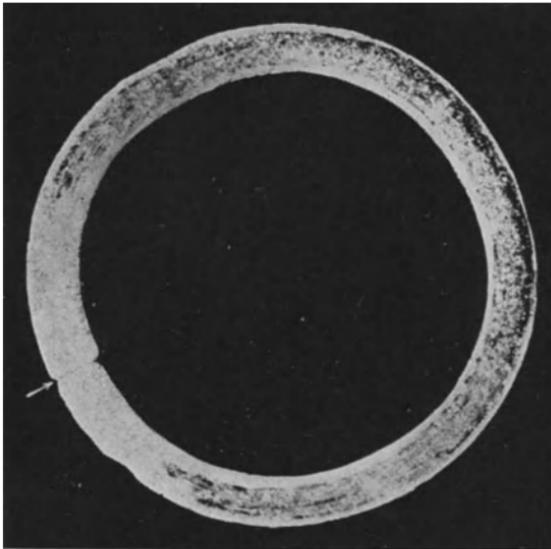


Fig. 40. Querschnitt durch ein stumpf geschweißtes Flußstahlgasrohr, makroskopisch geätzt.

einer Seite der Schweißstab eingeschmolzen wird) autogen verschweißt war. Man erkennt deutlich das zwischen den beiden Enden befindliche eingeschmolzene Eisen, das sehr minderwertig ist.

Fig. 40 ist der Querschnitt durch ein  $\frac{3}{4}$ zölliges Gasrohr, bei welchem die zuvor nicht erkennbare stumpfe Schweißnaht (beim Pfeil) nach der Ätzung deutlich hervortrat. Die Ätzung kann also bei Rohren Aufschluß darüber geben, ob sie nahtlos gezogen, überlappt oder stumpf geschweißt oder gelötet sind<sup>1)</sup>. Ferner erkennt man noch aus Fig. 40, daß das Rohr aus Flußstahl und nicht aus Schweiß Eisen besteht; im letzten Falle (und bei einem aus Flußstahlblech hergestellten Rohr) müßte sich die dunkle Streifung des Querschnittgefüges bis unmittelbar an die Schweißfuge heranziehen. Bei bandförmig gewalztem Flußstahlrohr endet die Seigerungszone dagegen in einiger Entfernung von den verschweißten Rändern, wo sie meist in eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Spitze ausläuft, wie das auch Fig. 40 erkennen läßt (siehe auch Fig. 25 und 26c).

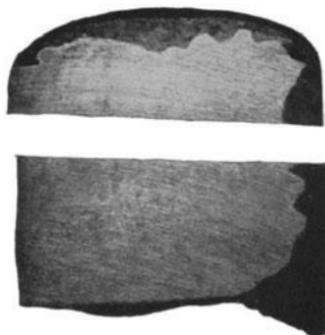


Fig. 41\*.

Auge mit aufgeschmolzenem Werkstoff von einem Spannanker, im makroskopisch geätzten Längsschnitt.

In der angegebenen Weise kann man nicht nur die gegenseitige Abgrenzung zweier miteinander verschweißter Stücke feststellen, sondern auch die Grenzen von zwei miteinander vergossenen Stücken oder die Lage von Löchern, die durch gut passende Schrauben (Pfropfen) verschlossen wurden, und welche sonst nur bei Röntgendurchleuchtung wahrzunehmen sind.

Durch die Unterschiede in der Färbung bei verschiedenem Phosphor- und auch Kohlenstoffgehalt kann man auch Ausbesserungen an Eisenteilen u. a. leicht erkennen. So zeigt Fig. 41 zwei mit Kupferammoniumchlorid geätzte, senkrecht zueinander stehende Schnitte durch das Auge des (angeblich zuerst) gebrochenen Spannankers von dem 1911 eingestürzten Funken-turm in Nauen. Man erkennt an diesen einen scharf gegen den

<sup>1)</sup> Auf die Unterschiede zwischen den nach dem Mannesmann- und Ehrhardt-Verfahren hergestellten nahtlosen Flußstahlrohren wurde schon S. 25 u. 26 hingewiesen.

hellen Kern abgegrenzten dunklen Rand, was auf das Aufschmelzen eines stark phosphorhaltigen Werkstoffs hinweist. Dies wurde durch die chemische Analyse, welche für den Rand einen Phosphorgehalt von 0,77% ergab, sowie durch eine Untersuchung bei stärkerer Vergrößerung bestätigt, wobei sich in der dunklen Randpartie Blasen Hohlräume, sowie Schlackeneinschlüsse zeigten. Wahrscheinlich ist beim Ausschmieden des Auges zu wenig Werkstoff vorhanden gewesen, deshalb hat man die Fehlstelle durch Aufschmelzen eines zufällig sehr schlechten Werkstoffs ausgefüllt, der sich mit dem übrigen allerdings gut verbunden hat, da keine Schweißnaht zu erkennen ist.

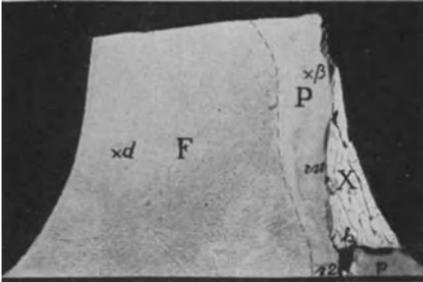


Fig. 42. Gebrochener Propellerflügel im Schnitt mit angeschmolzenem Material, makroskopisch geätzt.

Fig. 42 ist der geätzte Schnitt durch einen gebrochenen Propellerflügel aus Nickelstahlguß mit im Durchschnitt 0,26% Kohlenstoff und 2,78% Nickel. Die Ätzung mit Kupferammoniumchlorid läßt an diesem deutlich drei getrennte Schichten erkennen. Die Zone F bestand aus dem normalen Werkstoff, dagegen wies die Zone P einen Kohlen-

stoffgehalt von 0,9% auf; in dieser beobachtet man auch zwei größere Risse bei  $r_1$  und  $r_2$ , die parallel zu dem Bruch verlaufen, der vielleicht durch einen solchen Riß eingeleitet wurde; X ist dagegen ein aufgeflackter, sehr kohlenstoffarmer Flußstahl, der, wie man schon an dem auf  $\frac{1}{3}$  verkleinerten Bilde sieht, sehr grobe Schlackeneinschlüsse enthält. Die Aufschmelzung war hier nur sehr schlecht ausgeführt worden, wie man aus der deutlich sichtbaren Schweißfuge zwischen X und P entnimmt; das Stück X konnte auch durch leichte Hammerschläge von dem übrigen Werkstoff getrennt werden.

Der in Fig. 43 wiedergegebene Schliff stammt von einem Stück Chromnickelstahl, welches die Werkstatt mit dem Bemerkungen zur Untersuchung übergab, daß sich daran sämtliche Fräser stumpf liefen, so daß es nicht zu bearbeiten sei. Schon der

ungeätzte Schliff lehrte, daß in dem Werkstoff ein solcher anderer Zusammensetzung eingesprengt war, der sich nach dem Ätzen durch seine dunkle Farbe noch besser abhob. Die metallographische Untersuchung im Verein mit einer Analyse ließ den

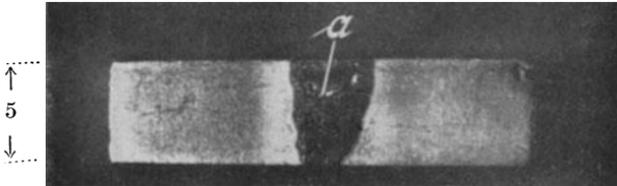


Fig. 43. Metallischer Einschuß in einen Chromnickelstahl im makroskopisch geätzten Querschnitt.

Einschuß als ein Stück hochprozentigen gehärteten Nickelstahles nachweisen; wahrscheinlich war bei der Herstellung des Werkstoffes auch Schrott mit verwendet worden und dadurch dieses

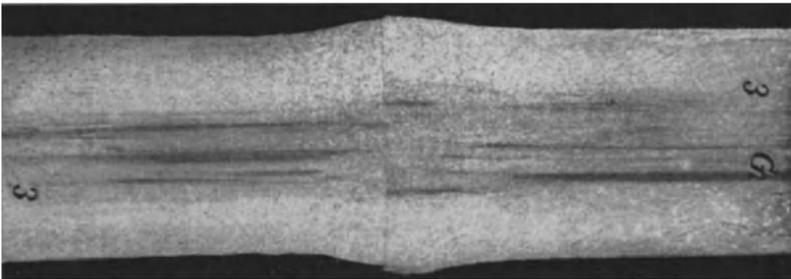


Fig. 44\*. Elektrisch stumpf geschweißter Flußstahlstab im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

Stückchen in die Schmelze geraten, das aber nicht mit flüssig wurde, sondern in seiner Form erhalten blieb.

Von besonderem Interesse ist die metallographische Untersuchung von elektrischen Schweißungen <sup>1)</sup>, wobei 5 Verfahren für die Praxis von Bedeutung sind, und zwar:

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz: Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1920. Nr. 31, S. 589ff.

1. Das älteste Verfahren der sog. Kurzschluß-Stumpfschweißung, das heute hauptsächlich zum elektrischen Schweißen der Kettenglieder angewendet wird. Man erkennt so geschweißten Flußstahl an der breiten Erhitzungszone neben der Schweißnaht. Vgl. Fig. 44, wo die durch den Schweißdruck erzeugte Ausbauchung an der Schweißstelle und das dort infolge der Erhitzung entstandene gröbere Korn deutlich sichtbar sind.

2. Das neuere „Abtrennschweißverfahren“, bei dem eine höhere Spannung angewendet wird, so daß die Oberflächen-

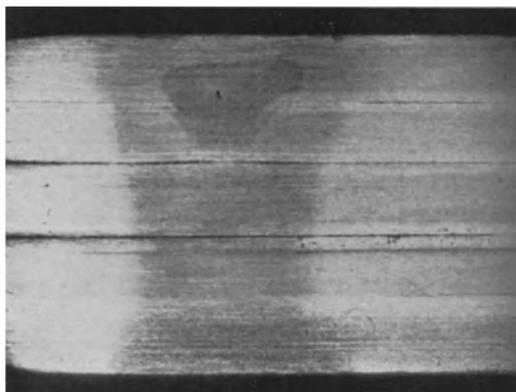


Fig. 45. Makroskopisch geätzter Querschnitt durch 5 elektrisch punktgeschweißte Bleche, wobei der Schweißstrom nur ausreichte, die 2 obersten Bleche innig miteinander zu verbinden.  $V = \infty 6^1$ ).

schichten rasch nicht nur auf Schweiß-, sondern sogar auf Schmelztemperatur erhitzt werden, bietet den Vorteil, daß die zu verschweißenden Teile nicht ganz eben zu sein brauchen, denn die vorstehenden Teile schmelzen rasch weg. Die Erhitzungszone ist nicht so tiefgehend und beim Schweißdruck entsteht nur ein kleiner „Perlgrat“, keine Ausbauchung.

3. Das „Lichtbogen-Schmelzschweißverfahren“, bei dem verflüssigter Werkstoff in die Schweißfuge eingeschmolzen wird.

4. Das elektrische „Punktschweißverfahren“, welches heute in der Massenfertigung mit größtem Erfolge das Nieten

<sup>1)</sup> „V“ bedeutet die lineare Vergrößerung.

ersetzt, und wo ein Querschnitt im geätzten Schliff nahezu so aussieht wie eine Niete. Die Fig. 45 zeigt fünf Bleche nach

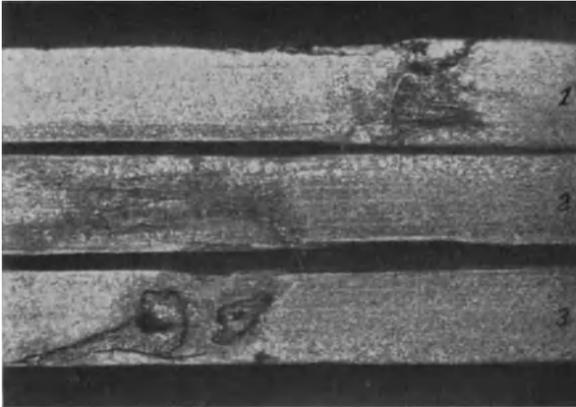


Fig. 46. Makroskopisch geätzte Querschnitte durch 3 Eisenbleche mit elektrischer Nahtschweißung.

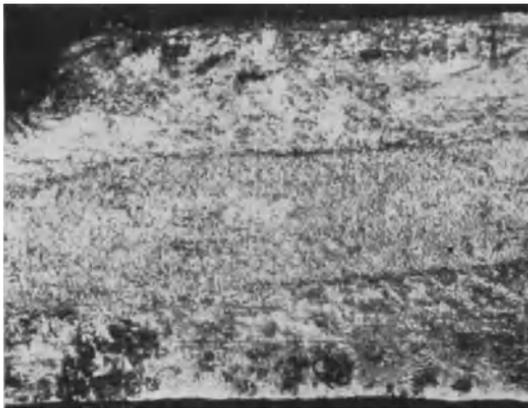


Fig. 47. Geätzter Querschnitt durch eine elektrische Nahtschweißung von zwei V2A-Stahlblechen.

diesem Verfahren zusammengeschweißt im makroskopisch geätzten Längsschliff bei etwa sechsfacher linearer Vergrößerung. Zwischen den obersten zwei Blechen ist eine richtige Verschmelzung

eingetreten, während die Verbindung der anderen Bleche nicht gut ist. Trotzdem erscheint die durch das Erhitzen grobkörnig gewordene Zone dunkel und durchsetzt wie eine Niete die fünf Bleche. (Es wurde hier absichtlich ein Beispiel gewählt, an dem gute und mangelhafte Punktschweißung gleichzeitig zu sehen ist.)

5. Das elektrische „Nahtschweißverfahren“ ist der Punktschweißung ähnlich und wird neustens viel zu Nahtverbindungen von Blechen oder Hohlkörpern verwendet. Es ist dabei sehr schwierig, eine gute Verschweißung der meist einfach übereinandergelegten Bleche zu erhalten, bei welchen ein Schnitt durch die Schweißstelle wie überlappt geschweißt aussieht. Die Fig. 46 zeigt drei verschiedene Güten solcher Nahtschweißungen im Längsschnitt. Das oberste Blechpaar (1) ist zu wenig übereinandergreifend und nur in der Mitte und am unteren Rande gut verschweißt. Dagegen ist das mittlere Blech (2) recht gut, das untere (3) auch gut, aber entweder mit zu großer Stromstärke oder zu geringer Geschwindigkeit geschweißt worden, wie die durch das Herausschmelzen entstandenen Hohlräume erkennen lassen. Die Fig. 47 zeigt bei stärkerer Vergrößerung eine sehr gut gelungene elektrische Nahtschweißung von V2A-Stahl im geätzten Querschnitt, wo in der Mitte die Zone zwischen den beiden Blechen vollkommene Verschmelzung erkennen läßt<sup>1)</sup>.

## B. Mikroskopische Prüfungen.

### I. Allgemeines. Schleifen, Polieren und Ätzen der Proben. Das Metallmikroskop.

Die Schliffproben für die mikroskopische Untersuchung, durch die man weitergehende Aufschlüsse über das Gefüge erhält, als es durch die makroskopische Prüfung möglich ist, erfordern wegen der dazu nötigen stärkeren Vergrößerung naturgemäß auch eine größere Sorgfalt bei der Herstellung des feinsten Schliffes, der außerdem noch poliert werden muß; ihre Fläche beträgt zweckmäßig 0,5 bis 2 qcm. Um die Proben beim Schleifen bequem in der Hand halten zu können, gibt

<sup>1)</sup> Von K. Falck wurden in Zeitschr. f. zahnärztl. Materialkunde und Metallurgie 1926, H. 1 und 2 einige Makroaufnahmen von einem der Verfasser von elektrischen Schweißungen dargestellt.

man ihnen, falls möglich, eine Dicke von etwa 1 cm<sup>1)</sup>. Handelt es sich um die Untersuchung von größeren Flächen, deren sorgfältiges Schleifen im ganzen nicht möglich ist oder sehr zeitraubend wäre, so nimmt man mehrere Proben von entsprechender Größe an verschiedenen Stellen des Probestückes. Diese müssen sachgemäß, mit Rücksicht auf den Zweck der Untersuchung, ausgewählt werden. Bei der Entnahme der Proben muß jede mechanische Beanspruchung unterbleiben, welche das Gefüge stören würde; sie dürfen deshalb nicht mit der Schere abgeschnitten, sondern müssen möglichst durch Sägen, Bohren oder Drehen herausgearbeitet werden. Gehärtete Stücke kerbt man am Rande mit einer Schmirgelscheibe ein und bricht sie dann ab. Ferner muß auch (genau wie nachher beim

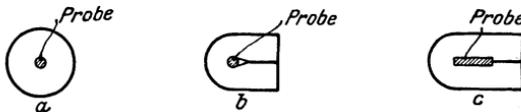


Fig. 48. Fassen kleiner Probestücke für das Schleifen.

Schleifen) jede stärkere Erwärmung vermieden werden, weil auch hierdurch das Gefüge geändert werden kann (Anlaßwirkung)<sup>2)</sup>.

Soll die Bruchursache eines Bauteiles ermittelt werden, so wird man zweckmäßig Probestücke in der unmittelbaren Nähe der Bruchfläche, und zwar sowohl parallel als auch senkrecht zu ihr, ferner auch an einer möglichst weit davon entfernten Stelle nehmen, um durch den Vergleich mit dem Gefüge des durch den Bruch nicht beanspruchten Werkstoffes etwaige örtliche Eigentümlichkeiten in der Nähe der Bruchstelle erkennen zu können.

Drähte bettet man in kleine Klötzchen aus ähnlichem Werkstoff ein, die mit einer möglichst genauen Bohrung versehen sind,

<sup>1)</sup> Kleine Probestücke macht man möglichst nur 5 bis 6 mm dick, so daß sie beim Schleifen nicht so leicht kippen und man eine ebene Schlichtfläche erhält. Sonst gilt für die Herstellung der Schlichte das bereits bei den makroskopischen Untersuchungen Gesagte.

<sup>2)</sup> Liegen autogen herausgeschnittene Probestücke vor, so muß die Schlichtfläche mindestens 1 bis 2 cm vom Autogenschnitt entfernt gelegt werden, so daß sie sicher außer der Erhitzungszone liegt.

so daß der Draht stramm darin sitzt; nur im Notfall lötet man sie mit Woodscher Metallegierung im Wasserbad in Metallstücke ein, damit keine Erhitzung das Gefüge verändert (vgl. Fig. 48 a). Längsschliffe von feineren Drähten werden in Klötzchen mit Einschnitten eingebettet. Bei Blechen verwendet man zweckmäßig zum Schleifen und Polieren eine Zwinde aus zwei etwa  $\frac{1}{2}$  cm starken Platten, zwischen welchen der Blechstreifen durch zwei Schrauben festgehalten wird. Unregelmäßig geformte Stücke kann man in Rohrabschnitte einpassen oder darin einzwängen und nur im Notfall gießt man sie in eine Weißmetallegierung<sup>1)</sup> von möglichst niedrigem Schmelzpunkt ein, damit das Gefüge der Probe durch die Wärmewirkung nicht verändert wird. Manchmal kommt man jedoch einfacher und schneller zum Ziele, wenn man Drähte und Bleche nach Fig. 48 b und c zwischen die Schenkel eines U-förmig gebogenen Stückes aus möglichst ähnlichem Werkstoff von 3—4 mm Dicke legt, und die beiden Schenkel dann zwischen den Backen eines Schraubstockes zusammenbiegt, ohne jedoch die Probe zu quetschen.

Von den verschiedenen für das Schleifen der Proben besprochenen Verfahren soll hier nur das von A. Martens und E. Heyn ausgebildete beschrieben werden, das auch für die Zwecke des Ingenieurs als besonders geeignet zu empfehlen sein dürfte. Das Schleifen kleiner Proben erfolgt mit Hilfe von Schmirgelpapier, das lose auf einer Richtplatte aufgelegt ist. Beim Schleifen von größeren Proben ist es zweckmäßig, das Schmirgelpapier auf dreifach verleimte Rotbuchen- oder besser Metallscheiben von etwa 350 mm Durchmesser aufzuleimen. An die Holzscheiben wird ein gußeisernes Futter geschraubt, mit dem sie auf einer Drehbank oder einem langsam laufenden Motor von  $\frac{1}{2}$  bis 1 PS befestigt werden, welcher etwa 300 bis 500 Umdrehungen in der Minute macht.

Die meisten Schleif- und Poliereinrichtungen sind mit horizontalen Wellen versehen, so daß die Scheiben vertikal stehen. Das hat aber viele Nachteile, denn besonders das Poliermittel tropft ständig ab und wird bei hoher Umdrehungszahl stark weggeschleudert. Der eine der Verfasser hat deshalb eine wagerechte Polier- und Schleifmaschine angegeben<sup>2)</sup>, wie sie in

<sup>1)</sup> Am besten Woodsche Legierung.

<sup>2)</sup> Vgl. Zeitschr. f. Metallkunde Juniheft 1923.

Fig. 49 dargestellt ist. Hierbei werden meist zwei ebene Scheiben verschiedener Größe aus einer Aluminiumlegierung zum Polieren und einige zum Aufkleben der Schmirgelpapiere verwendet.

Das Aufkleben des Schmirgelpapieres erfolgt mit geseihtem Tischlerleim, bei Metallscheiben mit Wasserglaslösung oder mit Klebwachs. Nach Abnutzung des ersten Stückes Schmirgelpapier kann man noch weitere, etwa bis zu 10 Stück, aufeinander leimen, während mit Wachs aufgeklebte leicht abgerissen werden und



Fig. 49. Wagrechte Schleif- und Poliermaschine. Nach M. v. Schwarz.

durch neue zu ersetzen sind. Erhält die Scheibe auf diese Weise mehrere Lagen übereinander, so wird sie gelegentlich wieder durch Abdrehen von dem aufgeleimten Papier befreit. Das Schmirgelpapier darf nur Schmirgel vollkommen gleicher Körnung enthalten, weil sonst die Schlißflächen Risse bekommen, welche die Untersuchung stark stören. Man benutzt zweckmäßig die Körnungen: (2 grob), 1 grob, (1 mittel), 1 fein, (0 fein), 00 oder 000 fein. Das Schleifen erfolgt stets trocken, nur bei der Sorte 00 fein gibt man einige Tropfen Öl auf das Schmirgelpapier. Die zu schleifende Fläche der Probe wird mit leichtem Druck gegen die Schleifscheibe gehalten; kräftiges Andrücken, wie sonst

beim Schleifen üblich, ist zu vermeiden, weil die dabei auftretende Erwärmung leicht eine Gefügeänderung bewirken kann und man damit auch keine saubere Schlißfläche erhält. Wenn möglich, soll man mehrere Schlißproben gleichzeitig herstellen. Man beginnt mit der Körnung „1 oder 2 grob“; nach dem Schleifen der Probe bringt man sie am besten mit der Schlißfläche auf ein größeres, sauberes, ebenes Metallstück, etwa eine Richtplatte, damit die beim Schleifen entstandene Wärme gut abgeführt wird und der Schliß bis zum Beginn des Schleifens auf der nächst feineren Scheibe genügend abkühlt.

Verliefen bei dem Schleifen mit der größten Körnung die Schlißrisse auf der Probe in der Richtung aa (Fig. 50a), so hält man die Probe bei dem Schleifen mit der nächsten Körnung so, daß die neuen Schlißrisse etwa senkrecht oder unter einem Winkel zu den früheren, also in der Richtung bb, entstehen; in der gleichen Weise verfährt man beim Schleifen mit den folgenden Scheiben. Auf keiner Scheibe darf man das Schleifen eher abbrechen und zu der nächst feineren Scheibe übergehen, bevor nicht alle Risse von den vorangegangenen Scheiben vollkommen entfernt sind. Beachtet man diese Vor-

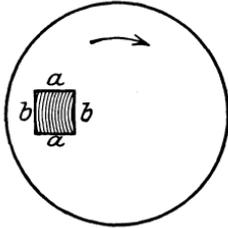


Fig. 50 a. Schleifen der Proben.

sichtsmaßregeln nicht, so rächt sich jene Nachlässigkeit später dadurch, daß die zuvor nicht vollständig entfernten Risse bei dem Polieren auf der Tuhscheibe sehr kräftig hervortreten (Fig. 50 b). Hierdurch wird die Schlißfläche unbrauchbar und es muß von neuem mit dem Schleifen begonnen werden.

Nach dem Schleifen auf der letzten Scheibe mit der Körnung 00 oder 000 fein wird der Schliß noch poliert. Dies geschieht auf einer mit reinem feinstem Schafwolltuch bespannten Scheibe, die keine Baumwolle enthalten darf, da diese Risse auf der Schlißfläche erzeugt; am besten ist gutes Militärtuch (Kürassier- oder Marine-tuch). Das Polieren erfolgt auf dieser mit sehr fein geschlemmtem, in Wasser suspendiertem Aluminiumoxyd <sup>1)</sup>, das man fertig be-

<sup>1)</sup> Am besten fertig von der metallographischen Anstalt P. F. Dujardin u. Co. in Düsseldorf, Rathausufer Nr. 16, in drei verschiedenen Feinheitsgraden zu beziehen.

zieht, und das man mit einer Spritzflasche oder mit einem Pinsel darauf gibt. Die Probe wird so lange auf der Tuchscheibe poliert und dabei ständig gedreht, bis sie eine vollständig spiegelnde und rißfreie Schlißfläche aufweist, danach unter Wasser sorgfältig abgespült und schließlich von dem Wasser durch kräftiges Spülen mit Alkohol befreit und mit einem weichen Lappen tupfend getrocknet. Will man sie nicht unmittelbar nach dem Polieren ätzen, so bewahrt man sie in einem mit Chlorkalzium und Natronkalk versehenen Exsikkator auf. Das vollständige Schleifen und Polieren dauert etwa 10 bis 30 Minuten, läßt sich aber durch zweckmäßige Einrichtungen auf 7–10 Minuten verkürzen.

Nach dem Schleifen kann man auf der Schlißfläche mit dem bloßen Auge oder dem Mikroskop im allgemeinen außer Rissen, Sprüngen und nichtmetallischen Einschlüssen gar keine oder nur sehr geringe Einzelheiten erkennen, das

Gefüge muß erst durch Ätzung sichtbar gemacht werden. Hierfür sind eine große Zahl von Mitteln vorgeschlagen. Gut bewährt hat sich zur Ätzung 1- oder 2%ige Lösung von Salpetersäure in Alkohol. Im allgemeinen ist es zu empfehlen, nur möglichst wenige Ätzmittel, von denen man sich einen größeren Vorrat hält, zu benutzen, und sich mit diesen gründlichst einzuarbeiten. Erst wenn hiermit ausnahmsweise keine befriedigenden Ergebnisse zu erzielen sind, soll man zu einem anderen greifen (wofür die zum Schluß aufgeführten Lehrbücher Anweisungen geben), da schließlich manches Ätzmittel für besondere Fälle seine Vorzüge hat. Hinweisen sei hier noch auf ein Mittel zur deutlichen Unterscheidung des Zementits (Eisenkarbid) vom Ferrit (reinem Eisen). Hierzu taucht man den Schliff in eine 50%ige, mit einer gesättigten Lösung von Pikrinsäure in Wasser versetzte Natronlauge,

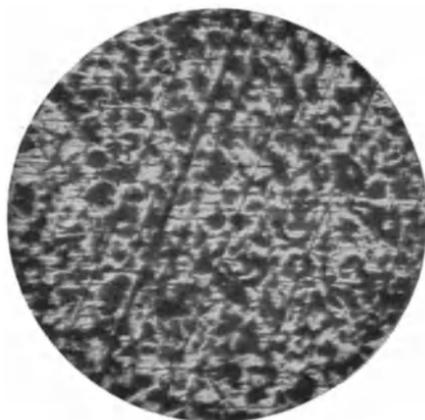


Fig. 50b. Schleifrisse.  $V = 85$ .

wobei sich jener dunkel färbt, während der Ferrit kaum angegriffen wird. Die Ätzung geschieht in einer Porzellanschale auf einem kochenden Wasserbad und dauert 3 bis 5 Minuten. Die Lösung ist vor Licht geschützt in einer braunen Glasflasche mit Gummistopfen aufzubewahren und lange haltbar.

Vor dem Einlegen in das Ätzmittel wird die Schliiffläche gegebenenfalls nochmals mit Alkohol besonders gut gereinigt. Die Probe kommt dann (genau so wie bei der makroskopischen Ätzung angegeben) in die Ätzflüssigkeit und verbleibt darin so lange (unter ständiger Bewegung des Gefäßes), bis die zuvor spiegelblanke Schliiffläche eine leichte, milchige Trübung anzunehmen beginnt bzw. matt wird. Dies dauert bei Eisen und ungehärtetem Stahl etwa 10–30 Sekunden, bei gehärtetem Stahl und Sonderstahlsorten meist etwas länger. Man kann sich von der fortschreitenden Wirkung des Ätzmittels überzeugen, indem man die Probe zuweilen aus der Ätzflüssigkeit herausnimmt, abwäscht, trocknet und dann unter dem Mikroskop betrachtet. Ist die Ätzung noch nicht genügend fortgeschritten, so kommt die Probe wiederum in das Ätzbad. Nach dem letzten Herausnehmen der Probe muß die Ätzflüssigkeit durch sorgfältiges Abwaschen mit Wasser und mit Alkohol von der Probe entfernt werden. Das Rosten

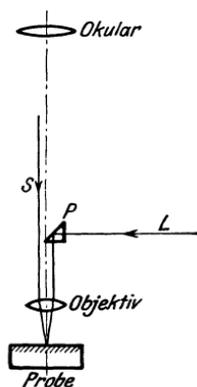


Fig. 51.  
Strahlengang im  
Metallmikroskop.

der Schliiffläche wird durch Aufbewahrung in einem Exsikkator verhindert, wodurch das mikroskopisch sichtbare Kleingefüge jahrelang erhalten werden kann.

Die in der vorstehend beschriebenen Weise vorgerichteten Schliifproben sind nunmehr für die Untersuchung mit dem Mikroskop fertig. Man beginnt die Betrachtung zuerst mit dem freien Auge und einer Lupe, dann mit möglichst schwacher Mikroskopvergrößerung (und entsprechend ausgedehnterem Gesichtsfelde), um das dem betreffenden Gefüge eigentümliche Gesamtbild zu erkennen. Erst nachdem die Schliiffläche hiermit eingehend an allen Stellen untersucht ist, benutzt man eine stärkere Vergrößerung, falls eine solche überhaupt erforderlich sein sollte. Meist wird eine 40–200fache Vergrößerung, wie

bei der Mehrzahl der in diesem Buche enthaltenen Kleingefügeabbildungen, genügen; nur in sehr wenigen Fällen (wie z. B. bei gehärteten und vergüteten Stählen) wird eine stärkere Vergrößerung gewählt. Man ersieht daraus, daß bereits ein ganz einfaches und entsprechend billiges Mikroskop ausreicht, um alle für den praktischen Betrieb erforderlichen Aufschlüsse zu erhalten.

Die bei der sonst üblichen mikroskopischen Untersuchung bakteriologischer Präparate oder mineralogischer Dünnschliffe

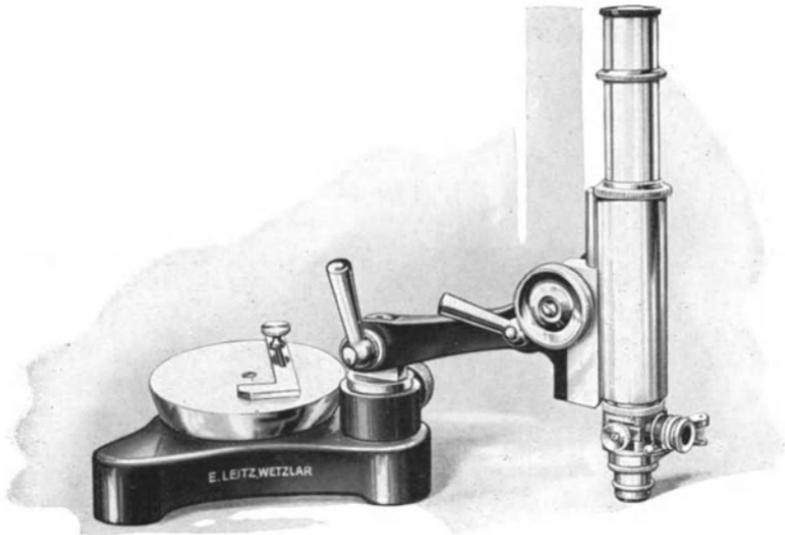


Fig. 52a\*. Gelenkmikroskop nach M. v. Schwarz.

gebräuchliche Beobachtung im durchfallenden Licht ist naturgemäß bei Metallschliffen nicht möglich, da sie nicht so dünn herzustellen sind, daß sie das Licht hindurchlassen; man muß sie daher im reflektierten Licht untersuchen. Die Beleuchtung geschieht durch schräg auffallendes Licht oder besser (und für starke Vergrößerungen unbedingt erforderlich) mit dem Vertikal-Illuminator, einem kleinen Spiegel oder einem total reflektierenden Glasprisma P, welches oberhalb des Objektivs in dem Mikroskoptubus eingebaut ist (Fig. 51 bis 53). Das von der Lichtquelle, einer kleinen elektrischen Glühlampe kommende Strahlenbündel L wird von dem Prisma P durch die eine Objektiv-

hälfte auf die Probefläche geworfen und dient so zur Beleuchtung, während die andere ein Bild von dieser entwirft, das wie üblich durch das Okular betrachtet wird. Statt der Glühlampe kann auch ein Spiegel eingesetzt werden, der das Tageslicht auf das Prisma P wirft (s. Fig. 52 bis 53). Die Glühlampe wird von einer Batterie von drei Trockenelementen oder zwei Akkumulatoren



Fig. 52b. Gelenkmikroskop nach v. Martens-v. Schwarz.

oder vorteilhafter, falls man über Wechselstromanschluß verfügt, von einem kleinen Klingeltransformator gespeist, den man dauernd an dem Aufbewahrungskasten des Mikroskopes befestigt, so daß man nur die von ihm ausgehende Leitung in eine Steckdose der Lichtleitung zu stecken braucht. Außerdem empfiehlt sich die Anbringung eines kleinen Regulierwiderstandes vor der Lampe, um ihre Helligkeit nach Wunsch einzustellen. Zweckmäßig gehören zu dem Mikroskop zwei Objektive und zwei Okulare, um verschiedene Vergrößerungen von 30- bis 250fach benutzen zu können.

Zur Untersuchung von Schliffen kann jedes beliebige, mit einer geeigneten Beleuchtungseinrichtung (Vertikal- oder Opakilluminator) versehene Mikroskop benutzt werden. Häufig wird es aber nicht möglich sein, für die Herstellung des Schliffes ein Stück abzutrennen, da dadurch das Werkstück zerstört oder unbrauchbar gemacht werden würde. Man geht dann so vor,

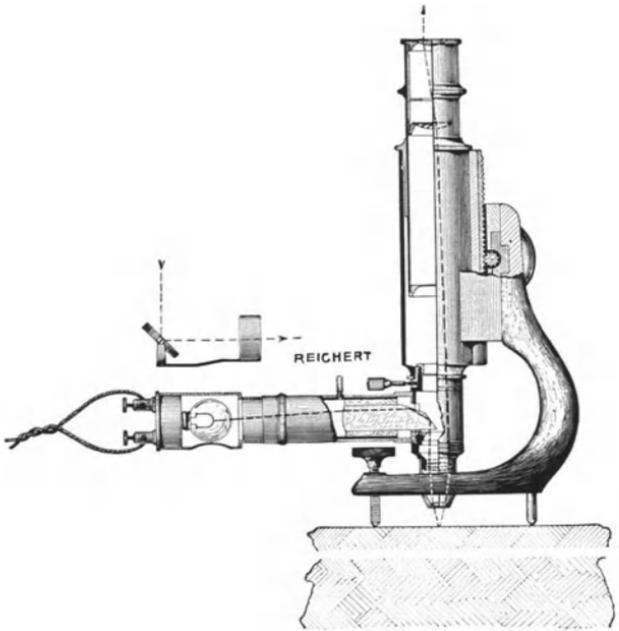


Fig. 53. Werkstattmikroskop nach Jüptner.

daß man die betreffende Stelle an dem Werkstück selbst zur metallographischen Beobachtung herrichtet. Um nun das Mikroskop an die Schliffstelle bei den oft recht sperrigen Stücken heranbringen und in der nötigen Weise ausrichten zu können, muß es möglichst vielseitig und weitgehend verstellbar sein. Ein solches, von einem der Verfasser<sup>1)</sup> für den Werkstattgebrauch angegebenes Gelenkmikroskop ist in Fig. 52a wiedergegeben, während Fig. 52b eine weitere Vervollkommnung zeigt. Dieses

<sup>1)</sup> M. v. Schwarz: Zeitschr. f. Metallkunde 12 (1920), H. 18.

aus dem Martensschen Kugelgelenk-Mikroskop hervorgegangene Gelenkmikroskop nach Martens-Schwarz ist noch mit einer Feineinstellung versehen und gestattet durch den Objektivrevolver oder Zangenwechsler einen schnellen Wechsel der Vergrößerung. Gewöhnliche Schliffe werden bei beiden Ausführungen auf den halbkugelförmigen Tisch gelegt und können mit diesem in jede gewünschte Lage gebracht werden. Dieser kann auch gegen einen drehbaren Tellertisch ausgetauscht werden.

Besitzen die zu untersuchenden Stücke eine genügend große Fläche, so kann man das Mikroskop auch unmittelbar mit drei

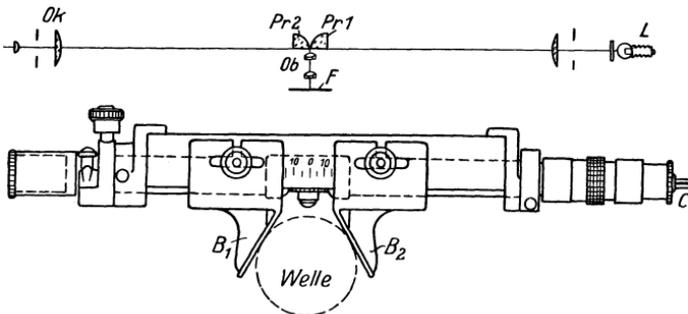


Fig. 54. Metallmikroskop von C. Zeiß.

Füßen oder einem Fuß mit durchbrochener Platte darauf aufstellen (Fig. 53).

Eine von den bisherigen Formen abweichende Bauart zeigt das Metallmikroskop von Zeiß, das besonders zur Untersuchung ganzer Werkstücke und Bauteile (namentlich auch von Wellen) erdacht ist (Fig. 54). Das von der Lichtquelle L kommende Licht wird durch das Prisma Pr und die eine Hälfte des Objektivs Ob auf die Prüffläche geworfen, hier reflektiert und nach Durchsetzen der anderen Objektivhälfte durch das Prisma Pr<sub>2</sub> waagrecht zum Okular Ok abgelenkt. Auf Wellen wird es mittels zweier einstellbarer Backen B<sub>1</sub> und B<sub>2</sub> aufgesetzt.

Will man das beobachtete Gefüge im Lichtbild festhalten, so braucht man statt der angegebenen noch ein Projektions- oder Periplan-Okular, über welchem man die photographische Kamera an einem geeigneten Stativ (im allgemeinen) senkrecht anbringt.

Für Mikroaufnahmen sind besonders die großen Metallmikroskope mit angebauter photographischer Kamera geeignet, wie sie von P. F. Dujardin in Düsseldorf, E. Leitz in Wetzlar, C. Reichert in Wien, R. Winkel in Göttingen, C. Zeiß in Jena u. a. hergestellt werden. Vorteilhaft ist dabei die von Le Chatelier angegebene Anordnung, bei welcher der Schliff mit der zu untersuchenden Fläche nach unten auf den durchbohrten Objektstisch aufgelegt wird. Die Strahlen werden durch einen Spiegel oder ein total reflektierendes Prisma für die Beobachtung und Photographie in wagerechte Richtung abgelenkt.

Ebene Probestücke kann man direkt unter das Mikroskop legen, unebene kittet man auf ein Stückchen Glas mit etwas Klebwachs oder Plastilin und richtet sie dann so aus, daß der Schliff senkrecht zur Mikroskopachse steht und somit über das ganze Gesichtsfeld scharf ist. Sehr praktisch zum Aufkitten der Schliffe sind eben abgedrehte Rohrstücke, die man sich in etwa 1, 1,5, 2 und 3 cm Höhe anfertigt. Man legt sie auf eine Glasplatte auf, bringt den Schliff mit einem Plastilinstück auf einem Glasplättchen in diese Vorrichtung und drückt oben mit einer Glasplatte so lange darauf, bis sie auf dem Ring anliegt. Diese kleine Mehrarbeit ist beim Absuchen von größeren Schliffflächen sehr zu empfehlen, weil dann die Scharfstellung des Bildes unter dem Mikroskop für alle Stellen nicht verändert zu werden braucht. Die Größenausmessung der unter dem Metallmikroskop beobachteten Objekte erfolgt mit einem Meßokular, das eine kleine geteilte Skala (Okularmikrometer) enthält. Durch Verschieben der dem Auge zugewandten Linse stellt man zunächst diese scharf und dann durch Verschieben des ganzen Mikroskopes auf den Schliff ein. Die Auswertung der Okularmikrometer für verschiedene Objektive erfolgt mit einer an Stelle des Probestückes gelegten Skala, die in  $\frac{1}{10}$  oder bei stärkeren Vergrößerungen in  $\frac{1}{100}$  mm geteilt ist. Man beobachtet, wieviel Skalenteile (a) des Okularmikrometers ein Teil der Objektskala einnimmt; ist diese in  $\frac{1}{100}$  mm geteilt, so entspricht einem Teile der Okularskala  $\frac{1}{100 \cdot a}$  mm Objektgröße. (Wenn man die Vergrößerung seiner optischen Hilfsmittel bestimmt hat, notiert man sich diese Werte und achte auf die Tubuslänge, denn sie gelten nur für die verwendete Tubuslänge.)

## II. Haltepunkte und Zustandsdiagramme.

Das in der Technik verarbeitete Eisen ist, abgesehen vom Elektrolyteisen, fast niemals das chemisch reine Metall, sondern eine Legierung mit einer größeren Zahl anderer Elemente, vor allem Kohlenstoff, Mangan, Silizium, Phosphor und Schwefel, die sich entweder selbst oder in der Form von Verbindungen in dem flüssigen Eisen lösen und bei tieferer Temperatur zum Teil wieder abgeschieden werden.

Es besteht somit eine weitgehende Analogie zu dem Verhalten wässriger Lösungen von Salzen. Einen Überblick über

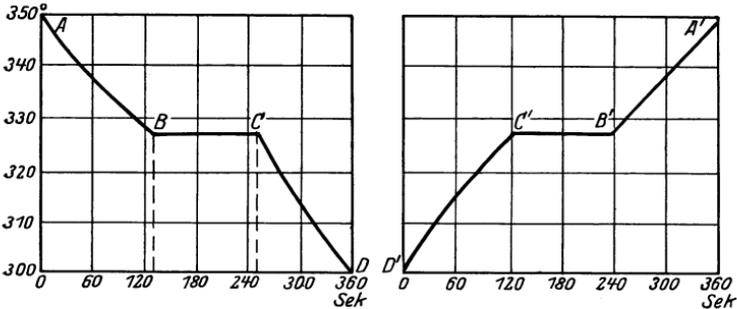


Fig. 55. Abkühlungs- und Erhitzungskurve von reinem Blei.

die hierbei auftretenden Erscheinungen hat erst die Aufstellung des sogenannten Zustandsschaubildes ermöglicht, das sich auf Grund der bei der Abkühlung und Erwärmung auftretenden Wärmetönungen ermitteln läßt. Am einfachsten gestaltet sich seine Deutung bei der thermischen Analyse einfacher Stoffe. Läßt man z. B. geschmolzenes Blei von  $350^{\circ}$  aus abkühlen und beobachtet in bestimmten Zeiten (etwa alle 10 Sekunden) seine Temperatur, so erhält man die in Fig. 55 wiedergegebene Abkühlungskurve ABCD. Die Temperatur nimmt also nicht regelmäßig ab, sondern bleibt bei  $327^{\circ}$  über die Zeit BC konstant, während welcher das Blei erstarrt; erst von C ab sinkt sie wieder regelmäßig. Der Übergang aus dem flüssigen in den festen Aggregatzustand macht sich also durch ein Anhalten der Temperatur bemerkbar, deshalb bezeichnet man den Erstarrungspunkt auch als Haltepunkt. Etwa spiegelbildlich dazu

verläuft die Kurve  $D'C'B'A'$  bei Erhitzung; dabei liegt der Schmelzpunkt bei derselben Temperatur wie der Erstarrungspunkt.

Nun können einzelne Stoffe in verschiedenen Modifikationen vorkommen, wie der weiße und der rote Phosphor oder das gewöhnliche weiße und das sich unterhalb  $20^{\circ}$  bildende graue Zinn (Zinnpest), welche chemisch vollkommen identisch sind, sich aber durch ihre physikalischen Eigenschaften wesentlich unterscheiden. Auch diese Umwandlungen im festen Zustande geschehen unter entsprechenden Wärmeänderungen, welche sich

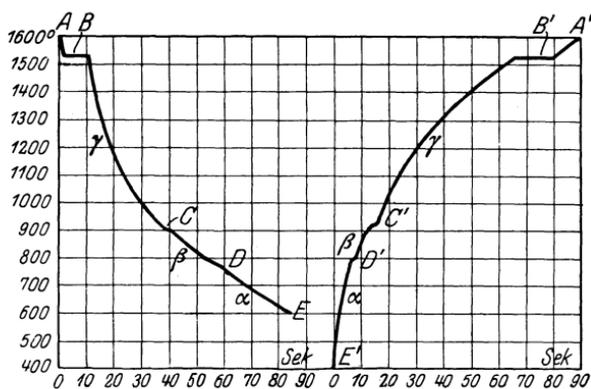


Fig. 56. Abkühlungs- und Erhitzungskurve von reinem Eisen.

durch einen Haltepunkt auf der Abkühlungs- oder Erhitzungskurve bemerkbar machen. Da jene aber in der Regel nur gering sind, so bleibt die Temperatur nicht über längere Zeit konstant und machen sich die Haltepunkte häufig nur durch einen Knick oder eine Richtungsänderung der Kurve bemerkbar. Beobachtet man z. B. die Abkühlung von geschmolzenem, chemisch reinem Eisen, so erhält man die in Fig. 56 (links) gegebene Kurve. Der Haltepunkt B bei  $1528^{\circ}$  entspricht wieder dem Erstarrungspunkt; außerdem tritt aber noch ein zweiter Haltepunkt C bei  $898^{\circ}$  und ein dritter, schwächer angedeuteter D bei  $768^{\circ}$  auf; sie zeigen an, daß auch das Eisen im festen Zustande in verschiedenen Modifikationen vorkommt; diese sind mit den Buchstaben

$\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  bezeichnet<sup>1)</sup>. Das bis  $768^{\circ}$  beständige  $\alpha$ -Eisen kristallisiert in Würfeln und ist magnetisch, während das von  $768^{\circ}$  bis  $898^{\circ}$  stabile  $\beta$ -Eisen, welches dieselbe Kristallform aufweist, sich dem Magneten gegenüber vollkommen indifferent verhält; von ihnen unterscheidet sich das von  $898^{\circ}$  bis zum Schmelzpunkt existierende gleichfalls unmagnetische  $\gamma$ -Eisen durch seine Oktaederkristalle. Die verschiedenen Haltepunkte sind von ihrem Entdecker Osmond mit den Buchstaben  $Ar_3$  (bei  $898^{\circ}$ ) und  $Ar_2$  (bei  $768^{\circ}$ ) bezeichnet; die entsprechenden bei der Erwärmung auftretenden nennt man  $Ac_2$  (Übergang des  $\alpha$ - in das  $\beta$ -Eisen bei  $D'$ ) und  $Ac_3$  (Übergang des  $\beta$ - in das  $\gamma$ -Eisen bei  $C'$ ). Dabei liegt  $Ac_2$  bei derselben Temperatur von  $768^{\circ}$  wie  $Ar_2$ ,  $Ac_3$  dagegen erst bei  $906^{\circ}$ ; dies erklärt sich daraus, daß die Umwandlung eine gewisse Zeit erfordert; die Punkte  $A_1$  treten nur bei kohlenstoffhaltigem Eisen auf.

Sie entsprechen bei der Abkühlung der Bildung des Perlites, bei der Erhitzung dessen Lösung, welche Temperaturen gleichmäßig bei  $721^{\circ}$  C gefunden werden. Bei der Abkühlung einer Eisenlegierung mit  $0,3\%$  Kohlenstoff treten demnach (vgl. die Fig. 62 und 63) folgende Umwandlungen auf:

$$Ar_3 = 840^{\circ} \text{ C}$$

$$Ar_2 = 768^{\circ} \text{ C (magnetische Umwandlung)}$$

$$Ar_1 = 721^{\circ} \text{ C (Perlitpunkt)}.$$

Wird diese Legierung mit  $0,3\%$  Kohlenstoff dagegen erhitzt, so finden wir für  $Ac_1$  und  $Ac_3$  etwas andere Temperaturen, was bei der Stahlhärtung zu berücksichtigen ist. Es liegen

$$Ac_1 \text{ bei } 740^{\circ} \text{ C}$$

$$Ac_2 \text{ unverändert bei } 768^{\circ} \text{ C und}$$

$$Ac_3 \text{ bei } 845^{\circ} \text{ C.}$$

Legierungen mit  $0,58$ — $0,9\%$  Kohlenstoff weisen nur die Umwandlungspunkte  $A_3$  und  $A_1$  auf und bei  $0,9\%$  Kohlenstoffgehalt fallen die Punkte  $A_1$ ,  $A_2$  und  $A_3$  zusammen, und zwar

$$Ar_3, Ar_2 \text{ und } Ar_1 \text{ bei } 721^{\circ} \text{ C}$$

$$Ac_1, Ac_2 \text{ und } Ac_3 \text{ bei } 740^{\circ} \text{ C.}$$

Die Gleichgewichtstemperatur des Perlits ist  $721^{\circ}$  C.

<sup>1)</sup> Die oberhalb  $1401^{\circ}$  C auftretende  $\delta$ -Modifikation des Eisens wurde hier nicht berücksichtigt, weil sie für die Ergebnisse technischer Untersuchungen kaum in Frage kommen dürfte. Durch röntgenographische Untersuchungen hat man erkannt, daß  $\alpha$ - und  $\beta$ -Eisen dasselbe Atom-

Das  $\gamma$ -Eisen unterscheidet sich aber nun noch dadurch wesentlich von dem  $\alpha$ - und  $\beta$ -Eisen, daß es den Kohlenstoff oder vielmehr das Eisenkarbid ( $\text{Fe}_3\text{C}$  [mit 6,67% Kohlenstoff]), welches sich sofort bei der Auflösung von Kohlenstoff in Eisen bildet, auch bei der Erstarrung nicht abscheidet, sondern gelöst behält, also mit diesem eine sogenannte „feste Lösung“ (einen „Mischkristall“) bildet, so daß man das  $\gamma$ -Eisen und das von ihm gelöste Eisenkarbid durch keine mechanischen oder optischen Hilfsmittel voneinander trennen kann, ebensowenig wie dies bei dem in Wasser aufgelösten Salz möglich ist. Da die beiden Bestandteile auch untrennbar voneinander kristallisieren, bezeichnet man sie auch als Mischkristalle. Das  $\beta$ - und das  $\alpha$ -Eisen vermögen aber mit dem Eisenkarbid keine feste Lösung zu bilden, sondern trennen sich bei der Umwandlung aus der  $\gamma$ -Modifikation von ihm.

Zur Erklärung des Zustandsdiagrammes der Eisen-Kohlenstofflegierungen muß man also auf zwei Fälle von Lösungen zurückgehen: 1. diejenigen, bei welchen sowohl im flüssigen wie auch im festen Zustande vollkommene Löslichkeit besteht, und 2. diejenigen, bei welchen zwar im flüssigen Zustande sich beide Stoffe völlig ineinander lösen, sich aber bei der Erstarrung wieder vollkommen voneinander trennen (wie es z. B. beim Ausfrieren wässriger Kochsalzlösungen geschieht). Als Beispiel für den ersten Fall seien Nickel-Kupferlegierungen betrachtet und für eine Reihe solcher mit wachsendem Kupfergehalt die Haltepunkte beobachtet, wie sie in Fig. 57 (linke Hälfte) dargestellt sind. Beim reinen Nickel beobachtet man (bis  $900^\circ$  herunter), wie zu erwarten, nur den einen, seine Erstarrung bezeichnenden Haltepunkt  $a$  bei  $1451^\circ$ . Kühlt man aber nun eine Legierung mit 30% Kupfer ab, so tritt kein ausgesprochener Erstarrungspunkt mehr auf, sondern die Erstarrung erstreckt sich über das Intervall

---

gitter besitzen, eine eigene  $\beta$ -Modifikation also nicht auftritt. Sie soll hier aber trotzdem noch beibehalten und damit das unmagnetische  $\alpha$ -Eisen bezeichnet werden. Das Atomgitter des  $\alpha$ -, ( $\beta$ - und auch  $\delta$ -) Eisens ist das 2- (bzw. 9-) Punktgitter, bei dem die Atome nicht nur die Ecken, sondern jeweils auch die Mitte der Elementarwürfel einnehmen. Das  $\gamma$ -Eisen kristallisiert dagegen im 4- (bzw. 14-) Punktgitter, wo die Atome sowohl die Ecken als auch die Seitenflächenmitten des Elementarwürfels besetzen. Die Röntgenuntersuchung kann hier nur erwähnt werden; sie lieferte sowohl die Beweise für den kristallinen Aufbau der metallischen Stoffe, als auch technologisch wertvolle Erkenntnisse.

$a_1b_1$ , indem sich bei  $a_1$  ( $1381^\circ$ ) Mischkristalle abzuscheiden beginnen, während die ganze Schmelze erst bei  $b_1$  ( $1310^\circ$ ) fest wird. Beide Grenzen machen sich auf der Abkühlungskurve durch zwei, durch eine deutliche Richtungsänderung gekennzeichnete Halte- oder Knickpunkte bemerkbar. Bei einer Legierung mit 70% Kupfer rückt das Erstarrungsintervall  $a_2b_2$  ( $1235$  bis  $1160^\circ$ ) tiefer, während die 100% Kupfer enthaltende Legierung wieder nur einen Haltepunkt  $b$ , den Erstarrungspunkt des Kupfers, bei  $1084^\circ$  zeigt.

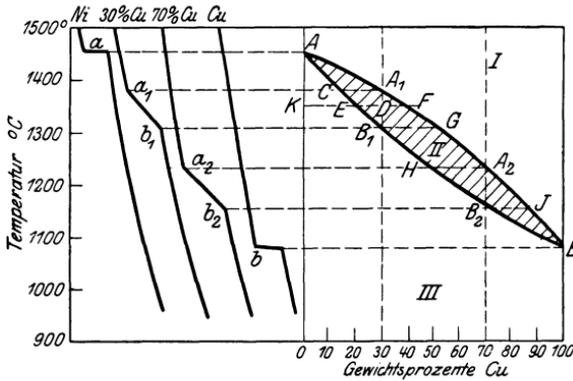


Fig. 57. Zustandsschaubild der Nickel-Kupferlegierungen.

Trägt man nun den Prozentgehalt an Kupfer als Abszisse und die für möglichst viele verschiedene Legierungen bestimmten Haltepunkte als Ordinaten in ein rechtwinkliges Koordinatensystem ein, so kann man alle durch zwei kontinuierliche Kurven  $AA_1A_2B$  und  $AB_1B_2B$  (Fig. 57, rechte Hälfte) miteinander verbinden. Diese stellen das Zustandsdiagramm der Nickel-Kupferlegierungen dar. Oberhalb der Kurve  $AA_1A_2B$  (Zustandsfeld I) sind alle Legierungen flüssig, weshalb man jene als Liquiduslinie, unterhalb von  $AB_1B_2B$  (Zustandsfeld III) dagegen völlig erstarrt, weshalb man diese als Soliduslinie bezeichnet. In dem von beiden eingeschlossenen Zustandsfeld II bestehen fester und flüssiger Aggregatzustand nebeneinander.

Zur Erkennung der bei der Abkühlung auftretenden Vorgänge sei jetzt nochmals die Legierung mit 30% Kupfer herausgegriffen. Die durch den Abszissenpunkt 30% gelegte Vertikale

schneidet das Zustandsdiagramm in  $A_1$  und  $B_1$ . Beim Erreichen der dem Punkte  $A_1$  entsprechenden Temperatur ( $1381^\circ$ ) beginnt, wie vorher auseinandergesetzt, die Abscheidung von Kristallen. Ihre Zusammensetzung ergibt sich, wenn man auf der Linie konstanter Temperatur, also auf der Wagerechten durch  $A_1$ , bis zum Schnittpunkte C mit der Soliduslinie geht, denn nur ein fester Körper mit der dem Punkte C entsprechenden Konzentration von  $13,5\%$  Kupfer (und  $86,5\%$  Nickel) kann mit der Schmelze zugleich bestehen. Soeben abgeschiedene kupferärmere Mischkristalle würden, wie aus dem Verlauf der Soliduslinie folgt, nur bei einer höheren, an Kupfer reichere dagegen nur bei einer tieferen Temperatur aufzutreten vermögen. Diese Folgerung aus dem Zustandsdiagramm ist auch durch die chemische Analyse der aus der eben zu erstarren beginnenden Schmelze herausgefischten Kristalle bestätigt. Kühlt jetzt diese Mischung aus Schmelze und Mischkristallen ab, etwa bis D ( $1350^\circ$ ), so erhält man die Zusammensetzung der einzelnen Bestandteile wieder, wenn man durch D die Horizontale bis zum Schnitt mit den Zustandskurven zieht. Die Mischkristalle zeigen demnach die Zusammensetzung E ( $20\%$  Kupfer) und haben also aus der Schmelze noch Kupfer aufgenommen. Bei weiterer Abkühlung nimmt ihr Kupfergehalt immer mehr längs der Soliduslinie CEB zu, bis im Punkte  $B_1$  ( $1310^\circ$ ) wieder der Ausgangsgehalt von  $30\%$  Kupfer erreicht ist. Bei der Abkühlung innerhalb des durch das Zustandsdiagramm gegebenen Bereiches werden also zunächst Mischkristalle mit einem geringeren Kupfergehalt abgeschieden, der sich aber mit sinkender Temperatur wieder bis auf den der Ausgangsschmelze anreichert, so daß sich schließlich die Schmelze von  $30\%$  Kupfer in Mischkristalle derselben Zusammensetzung umgewandelt hat, die dann weiterhin ungeändert bestehen bleiben<sup>1)</sup>.

Das Zustandsdiagramm lehrt aber nicht nur die Zusammensetzung, sondern auch die Mengenverhältnisse von Schmelze

<sup>1)</sup> Dabei wird so langsame Abkühlung vorausgesetzt, daß durch Diffusion im festen Zustand eine Homogenisierung der Mischkristalle erreicht wird. Bei rascher Abkühlung ist der zuerst ausgebildete Kern der Mischkristalle immer reicher an der Komponente (hier an Nickel), die den höheren Schmelzpunkt besitzt. Solche inhomogene Mischkristalle kann man durch längeres Erhitzen auf eine Temperatur knapp unter der Soliduslinie homogenisieren.

und Mischkristallen zu ermitteln. Aus der Überlegung, daß der Kupfergehalt in den Mischkristallen (deren Menge mit  $x$  bezeichnet sei) + dem der Schmelze (Menge  $y$ ) gleich dem der ursprünglichen Schmelze sein muß, ergibt sich für die 30%ige Legierung bei der Temperatur  $D$  leicht die Beziehung  $x : DF = y : DE$  (es gilt also hierfür das Gesetz des Gleichgewichtes

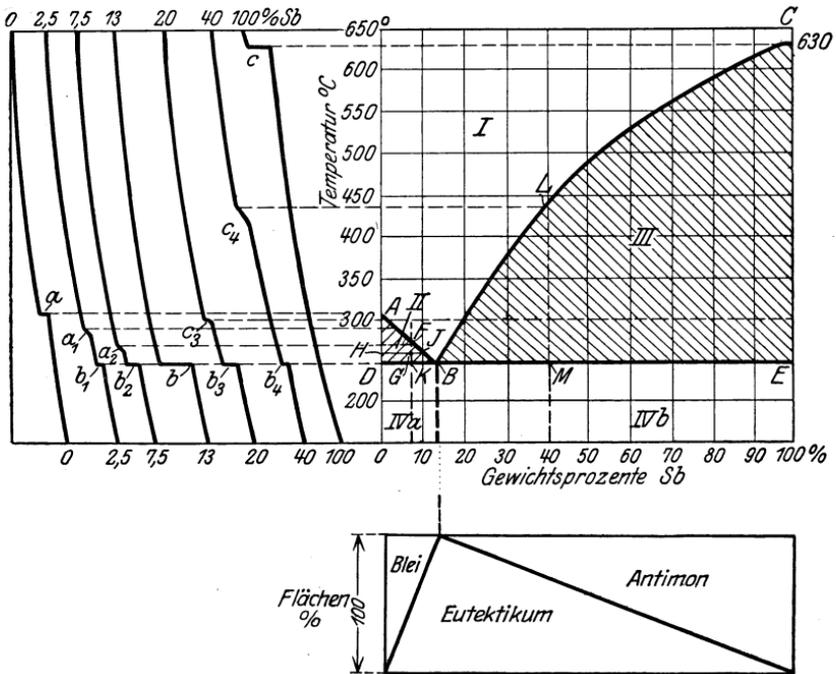


Fig. 58. Zustandsschaubild der Blei-Antimonlegierungen.

am Hebel, wenn man die Strecke  $EF$  als Hebel mit dem Drehpunkt  $D$  und  $x$  und  $y$  als Kräfte auffaßt). Es ist in diesem Falle  $x/y = DF/DE = 5,8 \text{ mm} / 5,1 \text{ mm} = 1,14$ . Beim Erwärmen gehen naturgemäß die analogen Erscheinungen vor sich; nach Erreichen von  $1310^\circ$  (Punkt  $B_1$ ) schmilzt ein Teil der Mischkristalle, und zwar hat die erste Schmelze die Zusammensetzung  $G$  (55% Kupfer). Bei weiter steigender Temperatur nimmt der Kupfergehalt der Schmelze längs der Liquiduslinie  $GFA$  ab, bis bei  $1381^\circ$  (Punkt  $A_1$ ) wieder eine homogene Schmelze mit 30%

Kupfer vorhanden ist. Ganz entsprechend verlaufen die Änderungen bei jeder anderen Legierung.

Die Metalle Blei und Antimon lösen sich zwar im geschmolzenen Zustande auch vollkommen, trennen sich aber (im Gegensatz zu den Kupfer-Nickelschmelzen) beim Erstarren wieder voneinander. In der linken Hälfte der Fig. 58 sind die Haltepunkte, wie sie an Legierungen mit 0, 2,5, 7,5, 13, 20, 40 und 100% Antimon erhalten wurden, gegeben. Die beiden reinen Metalle weisen naturgemäß wieder nur die ihre Erstarrung anzeigenden Haltepunkte a und c bei 327° und 630° auf; bei den Legierungen tritt an ihre Stelle wieder ein Erstarrungsintervall, doch liegen die unteren Haltepunkte  $b_1$ ,  $b_2$ , b,  $b_3$ ,  $b_4$  im Gegensatz zu vorher jetzt alle bei ein und derselben Temperatur von 246°. Ein weiterer Unterschied besteht darin, daß es eine Legierung (mit 13% Antimon) gibt, welche, wie die reinen Metalle, nur einen (aber tiefer liegenden) Halte-(Erstarrungs-)punkt b hat. Die oberen Haltepunkte ( $a_1$ ,  $a_2$ ) der Legierungen unter 13% Antimon sinken mit zunehmender Antimonmenge und wachsen bei den höherprozentigen wieder an ( $c_3$ ,  $c_4$ ). Konstruiert man das Zustandsdiagramm, so erhält man das Bild, wie es die rechte Hälfte von Fig. 58 gibt. Es besteht also aus zwei Kurven, welche, von den Erstarrungspunkten A und C der reinen Metalle ausgehend, sich in dem Punkte B (13% Antimon, 246°) schneiden, und einer durch diesen gehenden Horizontalen DBE (für die unteren Haltepunkte).

Es sei jetzt die Legierung mit 7,5% Antimon herausgegriffen (Vertikale FK). Sinkt die Temperatur der homogenen Schmelze bis zum Punkte F (272°) der Zustandskurve AB, so beginnt hier wieder die Abscheidung eines festen Körpers, der aber, wie die chemische Analyse lehrt, nur aus reinem Blei besteht und kein Antimon enthält. Kühlt man weiter ab bis zum Punkte G (265°), so wächst die Menge der Bleikristalle; dadurch muß der Antimongehalt der Schmelze zunehmen; ihre Zusammensetzung erhält man wieder, wenn man durch G die Horizontale HJ bis zum Schnittpunkt mit AB legt, zu 10%, während sich das Mengenverhältnis von Bleikristallen und Schmelze aus der Gleichung bestimmt  $x/y = GJ/GH = 2,0 \text{ mm}/5,7 \text{ mm} = 0,35$ . Wird schließlich die Temperatur K von 246° erreicht, so hat sich die Schmelze längs der Zustandskurve AB auf 13% Antimon angereichert.

Ähnlich verläuft die Erstarrung einer Schmelze mit 40% Antimon (Vertikale LM), nur scheiden sich beim Erreichen

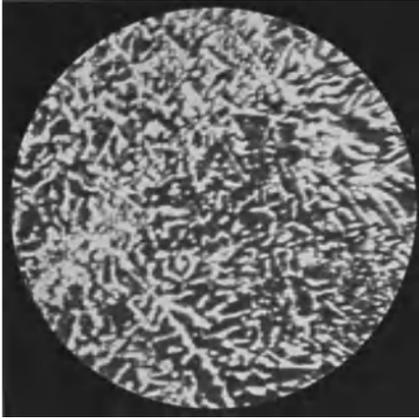


Fig. 59\*. Blei-Antimon-Eutektikum (mit 13% Antimon).  $V = 350$ .

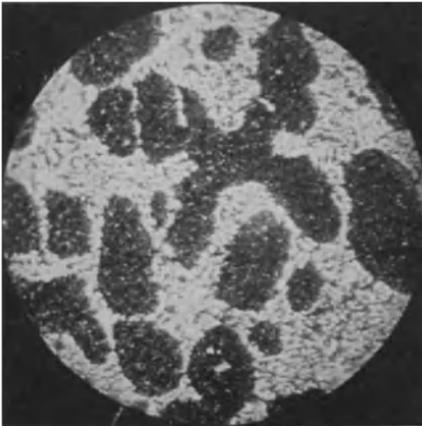


Fig. 60\*. Untereutektische Blei-Antimonlegierung (mit 7,5% Antimon).  $V = 150$ .

monkristalle. Weiterhin folgt, daß bei der 7,5%igen Legierung nach Überschreiten der eutektischen Temperatur von  $246^{\circ}$  zu

der Zustandskurve CB im Punkte L nicht Blei-, sondern reine Antimonkristalle aus; dadurch wird die Schmelze immer ärmer hieran, bis sie bei  $246^{\circ}$  wieder die Zusammensetzung von 13% Antimon und 87% Blei erreicht hat. Da nun längs des Kurvenastes AB nur Blei, längs CB nur Antimonkristalle ausfallen, so müssen sich im Punkte B beide nebeneinander ausscheiden. Eine solche einheitlich ohne Änderung ihrer Zusammensetzung erstarrende Legierung, die ja auch nur einen einzigen Haltepunkt besitzt, bezeichnet man als eutektische oder Eutektikum und diesen als eutektischen Punkt. Eine Legierung von 13% Antimon muß somit nach der bei  $246^{\circ}$  eintretenden Erstarrung aus dem Eutektikum bestehen, wie man dies in Fig. 59, dem geätzten Schlicke einer solchen, sieht; man erkennt deutlich die dicht nebeneinander liegenden dunklen Blei- und die hellen Anti-

den schon vorhandenen Bleikristallen noch das Eutektikum ausfällt; in der Tat sieht man in ihrem Schliff (Fig. 60) eine Reihe größerer dunkler Bleikristalle und daneben wieder das Eutektikum. Das gilt für alle Legierungen mit weniger als 13% Antimon (untereutektische Legierungen), und zwar nimmt die Menge des Eutektikums mit wachsendem Antimongehalt zu, die der Bleikristalle dagegen ab. Entsprechend weisen die übereutektischen Legierungen — mit mehr als 13% Antimon — in ihrem Gefüge helle Antimonkristalle und Eutektikum auf (siehe Fig. 61), wobei die Menge des letzteren mit wachsendem Antimongehalt ab- und die der Kristalle dieses Metalles zunimmt. Bei diesen im festen Zustande nicht ineinander löslichen binären (Zweistoff-) Legierungen kann man also, im Gegensatz zu den festen Lösungen oder Mischkristallen, die beiden Bestandteile optisch auf Schliffen voneinander trennen.

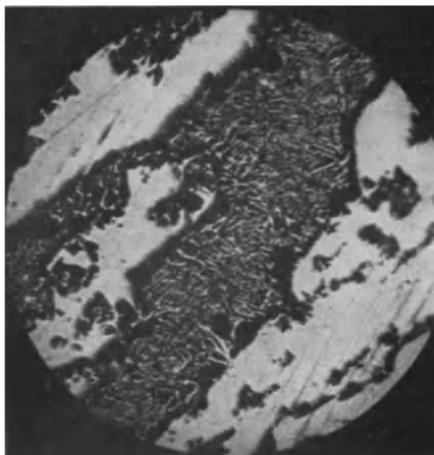


Fig. 61\*. Übereutektische Blei-Antimonlegierung (mit 40% Antimon).  
V = 150.

Die einzelnen Zustandsfelder haben in diesem Falle folgende Bedeutung:

- I. Homogene Schmelze,
- II. Bleikristalle + Schmelze,
- III. Antimonkristalle + Schmelze,
- IVa. Bleikristalle + Eutektikum aus Blei- und Antimonkristallen (mit 13% Antimon),
- IVb. Antimonkristalle + dasselbe Eutektikum.

Aus dem Auftreten der Blei- bzw. Antimonkristalle, sowie ihrer Menge neben dem Eutektikum kann man somit ziemlich sichere Rückschlüsse auf die Zusammensetzung der Legierung ziehen. Freie Bleikristalle weisen immer auf einen Antimongehalt von weniger, freie Antimonkristalle auf einen solchen

von mehr als 13% Antimon hin. Bei einiger Übung führt schon eine Schätzung der von den einzelnen Bestandteilen eingenommenen Flächen zu ziemlich sicheren Ergebnissen. Das in Fig. 58, S. 64, angegebene „Flächenprozent-schaubild“ zeigt sogar in quantitativer Weise, wie die Flächenanteile der Schliche von verschiedenen Legierungen mit der Zusammensetzung in Einklang stehen. Die Höhe des Rechteckes zeigt 100 Flächenprozent an, die sich jeweils aus dem Eutektikum und einem der beiden Ausgangsmetalle zusammensetzen. Lediglich bei 13% Antimongehalt wird die ganze Fläche des Schliffes nur vom Eutektikum eingenommen (= 100%).

Genauer kann man die Mengen der einzelnen Bestandteile ermitteln, wenn man ein durchsichtiges Millimeterpapier darüber legt, die einzelnen Körner darauf abzeichnet und die von ihnen umschlossenen Quadratmillimeter abzählt. Auch Zerschneiden längs der einzelnen Kristallbegrenzungen und Abwägen der Ausschnitte der Kristalle und des Eutektikums führt zum Ziele. Die genaueste Methode ist natürlich, wenn man mittels eines Planimeters die von den einzelnen eingenommenen Flächeninhalte einer Mikrographie direkt ausmisst. Diese Ermittlung des Blei- bzw. Antimongehaltes besitzt gegenüber der chemischen Analyse zwei wichtige Vorteile. Erstlich läßt sich die Herstellung eines Schliffes und seine Untersuchung in wesentlich kürzerer Zeit durchführen und zum zweiten erhält man auf diese Weise die Zusammensetzung der Legierung an den einzelnen Stellen und kann so etwa vorhandene Seigerungen leicht nachweisen, was häufig zu einer Erklärung des Auftretens von Brüchen usw. führt, während die chemische Analyse nur einen Durchschnittswert ergibt.

### III. Schmiedbare Eisen-Kohlenstofflegierungen (Flußstahl).

(Die Gefügebestandteile bis 1,7% Kohlenstoff).

Bestimmt man nun, ähnlich wie vorher, die Haltepunkte einer Reihe von Eisen-Kohlenstofflegierungen, so erhält man ihr in den Fig. 62 und 63 wiedergegebenes Zustandsschaubild<sup>1)</sup>.

<sup>1)</sup> Fig. 63 befindet sich am Schlusse des Buches.

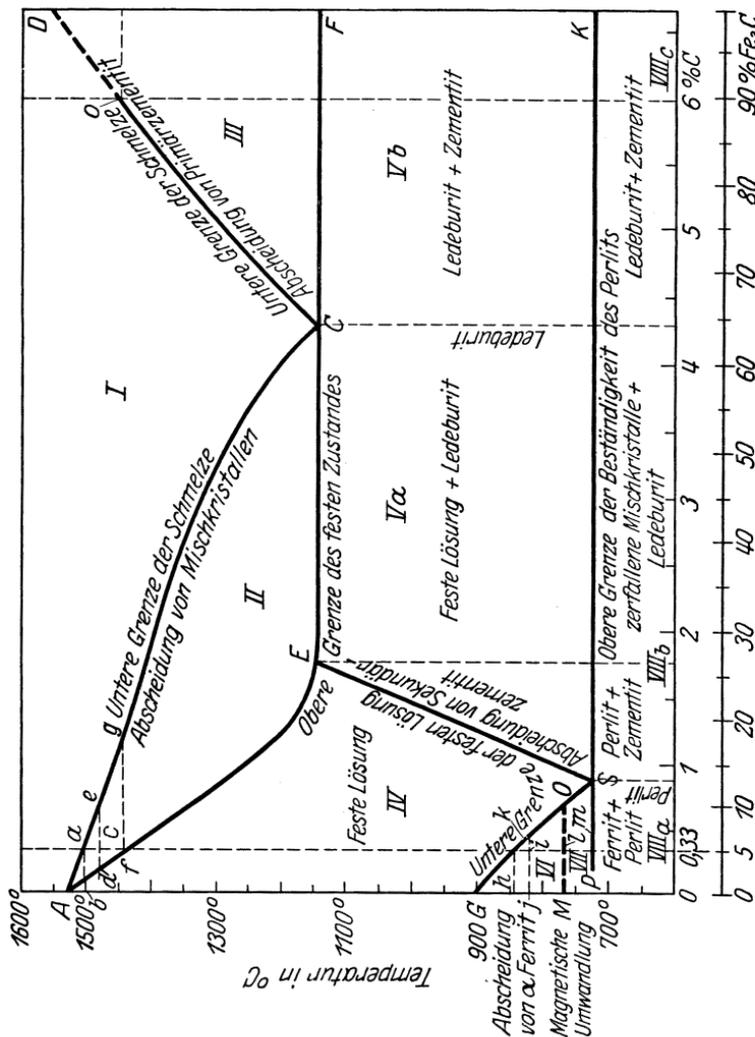


Fig. 62. Schematische Darstellung des Eisen-Zementit-Schaubildes. (Nach Werkstoffbericht Nr. 42.)

In der Fig. 62<sup>1)</sup> sind die bei den Grenzen der verschiedenen Zustandsfelder auftretenden Umwandlungen eingeschrieben, so daß man einen ebenso raschen wie klaren Überblick erhält.

<sup>1)</sup> Nach dem Werkstoffausschuß-Bericht Nr. 42 des Ver. dtsh. Eisenhüttenleute in Düsseldorf.

Dabei ist nur das „meta-stabile System“ Eisen-Zementit, das für die schmiedbaren Eisenkohlenstofflegierungen Gültigkeit besitzt, berücksichtigt, während in der Fig. 63 außerdem noch das stabile Eisen-Graphit-System eingezeichnet wurde. Der Schmelzpunkt des reinen Eisens A ist bei  $1528^{\circ}$  C auf der linken Ordinate eingetragen<sup>1)</sup>, während die Punkte G ( $906^{\circ}$ ) und M ( $768^{\circ}$ ) die Umwandlung des  $\gamma$ - in das  $\beta$ -, und des  $\beta$ -Eisens in das  $\alpha$ -Eisen angeben. Der Schmelzpunkt des Eisenkarbides = Zementit auf der rechten Ordinate ist bei  $1550^{\circ}$  C angenommen. Auf der Abszissenachse entspricht dieser Gehalt von  $100\%$   $\text{Fe}_3\text{C}$   $6,67\%$  C (Kohlenstoff). Das Zustandsdiagramm setzt sich aus zwei Hauptteilen zusammen, nämlich erstens den von den Linien AC, CD, AE und EF eingeschlossenen Feldern II und III, und zweitens den von den Linien GS, SE und PSK begrenzten Feldern IV, V, VI, VII. Die erstere kann man als eine Kombination aus den bei den Nickel-Kupfer- und den Blei-Antimonlegierungen erhaltenen typischen Fällen ansehen; das Diagramm GSE, PSK stellt dann die schon von den Haltepunkten des Eisens her bekannten Umwandlungen dar und entspricht in seinem Typus vollständig dem Beispiel der Erstarrung der Blei-Antimonlegierungen.

Der Verlauf der Liquiduslinie AC zeigt die Erniedrigung des Schmelzpunktes der Eisenlegierungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt, bis bei  $1145^{\circ}$  C der eutektische Punkt erreicht wird, und gibt für die verschiedenen Temperaturen und Konzentrationen jeweils den Beginn der Abscheidung der Mischkristalle an.

Bei den übereutektischen Legierungen — die allerdings bei den schmiedbaren Eisenkohlenstofflegierungen nicht vorkommen — ist die Liquiduslinie C—D gültig, welche den Beginn der Abscheidung von (primären) Zementitkristallen aus der Schmelze anzeigt. Die Soliduslinie AE geht bei E in die eutektische Horizontale (ECF) über.

Ihr Punkt E gibt die Grenzkonzentration der Mischkristalle mit  $1,75\%$  C bei  $1145^{\circ}$  C an und bildet damit das linke Ende der eutektischen Horizontalen, die über C nach F verläuft. Bei

<sup>1)</sup> Nicht berücksichtigt ist hierbei die bei Kohlenstoffgehalten bis zu  $0,4\%$  oberhalb von  $1401^{\circ}$  auftretende vierte Modifikation des Eisens (das  $\delta$ -Eisen) und ihre Umwandlung in das  $\gamma$ -Eisen, da jene bisher für die Praxis keine Bedeutung besitzt.

allen Schmelzen mit höherem Kohlenstoffgehalt tritt demnach neben den Mischkristallen immer noch Eutektikum mit 4,29% C (= 64,3%  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) auf, das als „Ledeburit“ bezeichnet wird.

Die bei der Erstarrung eintretenden Vorgänge seien zunächst an dem Beispiel einer Legierung mit 0,33% Kohlenstoff (5%  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) betrachtet (Vertikale a, f, h, i, l, m). Beim Erreichen der Liquiduslinie a (1490°) erstarrt, wie wir wissen, ein Teil der Schmelze zu Mischkristallen (aus  $\gamma$ -Eisen und Eisenkarbid), deren Zusammensetzung sich wieder, indem man durch a die Linie konstanter Temperatur a b legt, zu 0,05% Kohlenstoff ergibt. Bei weiterer Abkühlung, etwa bis zu 1475°, reichern sich diese an Eisenkarbid und damit an Kohlenstoff an, und zwar beträgt er hier 0,15% (Punkt d). Ihr Mengenverhältnis zur Schmelze bestimmt sich, wie früher, aus der Beziehung  $x/y = ce/cd$ . Diese Diffusion des Kohlenstoffes aus der Schmelze in die Mischkristalle hält bis zum Punkte f = 1440° an, wo die ganze Schmelze sich in Mischkristalle mit wieder 0,33% Kohlenstoff verwandelt hat. Ursprünglich weisen die Mischkristalle einen zonenartigen Aufbau auf, der von innen nach außen an Kohlenstoffgehalt zunimmt, doch findet bei der hohen Temperatur ein so lebhafter Platzwechsel der Atome im Raumgitter statt, daß bei nicht beschleunigter Abkühlung schon ein völliger Konzentrationsausgleich durch diese Diffusion im festen Zustand erreicht wird.

Unterhalb von 1440° C befinden wir uns in dem Gebiet der festen Lösung. Diese, welche zu Ehren von Roberts Austen als Austenit bezeichnet wird, kühlt sich dann regelmäßig ab bis zum Schnittpunkte h mit der Kurve GO (Temperatur 845°). Hier beobachtet man einen, dem Punkt  $\text{Ar}_3$  beim reinen Eisen entsprechenden Haltepunkt, bei welchem sich das  $\gamma$ -Eisen der Mischkristalle in das unmagnetische  $\alpha$ -, das  $\beta$ -Eisen umzuwandeln beginnt. Da dieses aber mit dem Eisenkarbid keine feste Lösung zu bilden vermag, so wird es als reines Eisen (ähnlich wie bei einer 7,5% Antimon enthaltenden Blei-Antimonlegierung das Blei) ausgeschieden. Dadurch nimmt der Kohlenstoffgehalt des Austenits längs der Kurve hS zu, während mit weitergehender Abkühlung immer mehr  $\beta$ -Eisen sich abtrennt. Im Punkte i (825°) z. B. ist der Kohlenstoffgehalt des Austenits durch den Punkt k (0,4%) gegeben und besteht zwischen den Mengen von  $\beta$ -Eisen und Austenit die Beziehung  $x/y = ik/ij = 2,1 \text{ mm}/7,0 \text{ mm}$

= 0,3. Beim Erreichen der dem Punkte  $Ar_2$  beim reinen Eisen entsprechenden Temperatur von  $768^\circ$  tritt auch bei den Eisen-Kohlenstofflegierungen ein Haltepunkt l auf, der durch die Umwandlung des ausgeschiedenen unmagnetischen ( $\beta$ -) Eisens in die magnetische  $\alpha$ -Modifikation veranlaßt ist. Nach Abkühlung bis auf  $721^\circ$  (Punkt m) ist der Gehalt des Austenits durch die Abscheidung von Eisen an Kohlenstoff auf  $0,9\%$  gewachsen. Der diesem entsprechende Punkt S der festen

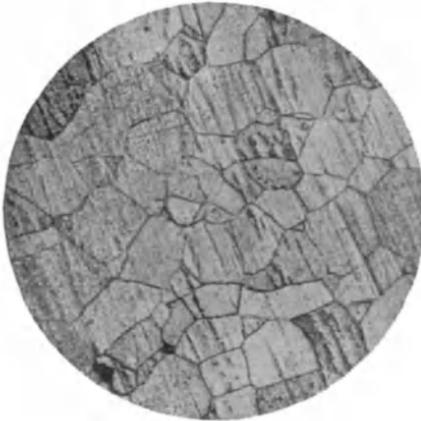


Fig. 64. Elektrolyteisen, mikroskopisch geätzt<sup>1)</sup>.  $V = 75$ .

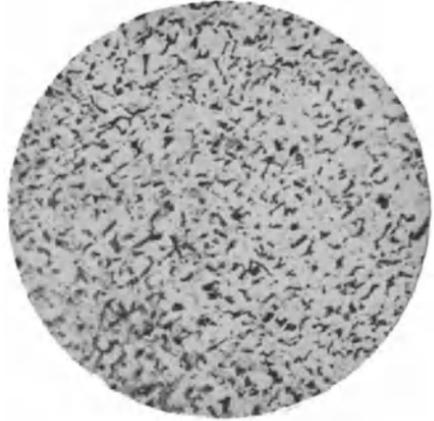


Fig. 65. Flußstahl mit  $0,13\%$  Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit, mikroskopisch geätzt.  $V = 75$ .

Lösung hat nun dieselbe Bedeutung wie der eutektische Punkt bei den üblichen flüssigen Lösungen (man bezeichnet ihn deshalb als eutektoiden Punkt und die zugehörige Temperatur von  $721^\circ$  als eutektoide Temperatur), so daß hier die beiden Bestandteile des Austenits als Eutektoid ausfallen müßten. Da aber das  $\gamma$ -Eisen für sich allein hier nicht mehr beständig ist, so scheidet sich neben dem Eisenkarbid das  $\alpha$ -Eisen aus. Die Legierung mit  $0,33\%$  Kohlenstoff wird demnach nach der Erstarrung aus  $\alpha$ -Eisen und dem Eutektoid (aus  $\alpha$ -Eisen und Eisen-

<sup>1)</sup> Bei allen folgenden Bildern von Mikroaufnahmen ist die mikroskopische Ätzung mit  $2\%$ iger alkoholischer Salpetersäurelösung angewendet worden, falls nichts Besonderes über die Ätzung bemerkt wird.

karbid) bestehen. Während ein geätzter Schliff aus reinem Elektrolyteisen nur Kristalle ein und derselben Art von  $\alpha$ -Eisen aufweist (siehe Fig. 64), zeigt ein solcher von einem Flußstahl mit 0,13% Kohlenstoff (Fig. 65) neben diesen dunkle Flecke (Perlit), welche sich bei stärkerer Vergrößerung als ein System von gekrümmten hellen und dunklen Lamellen darstellen (siehe Fig. 68) und damit ihre eutektoiden Natur beweisen. Wegen seines an Perlmutter erinnernden Aussehens hat das



Fig. 66. Flußstahl mit 0,4% Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit etwa in gleicher Menge; mikroskopisch geätzt.  $V = 75$ .

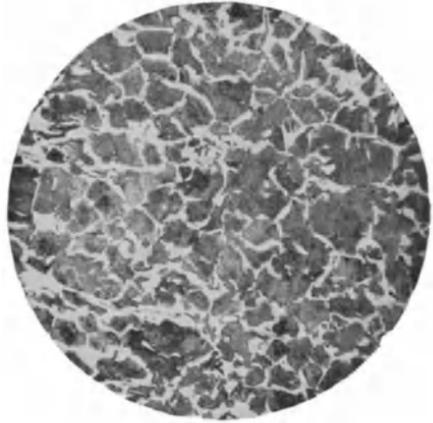


Fig. 67. Flußstahl mit 0,55% Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit (der Flächenanteil des Perlits überwiegt hier); mikroskopisch geätzt.  $V = 75$ .

Eutektoid den Namen Perlit erhalten. Die genannte Legierung besteht also aus Ferrit und Perlit; man kann beide, wie die Metallographie zeigt, dadurch unterscheiden, daß sich der Ferrit beim Ätzen mit alkoholischer Salpetersäure kaum färbt (nur bei längerer Ätzdauer wird er schwach gelblich und aufgeraut, siehe Fig. 64). Der Ferrit ist ein sehr weicher, das (hier nur im Eutektoid auftretende) Eisenkarbid, das metallographisch den Namen Zementit führt, dagegen ein sehr harter Gefügebestandteil, der von der Säure noch weniger angegriffen wird, so daß ihm gegenüber der Ferrit des Eutektoids dunkel erscheint; dadurch hebt sich der Perlit, dessen Farbe zwischen denen seiner beiden Bestandteile liegt, durch seine dunkle Färbung von dem Ferrit deutlich ab.

Aus dem Zustandsdiagramm ersieht man sofort, daß mit wachsendem Kohlenstoffgehalt die Menge des Ferrits ab- und die des Perlits zunehmen muß, wie Fig. 66 und 67 deutlich erkennen lassen, welche einen Flußstahl mit 0,4 und 0,55% Kohlenstoff darstellen. Ein Unterschied in dem Verhalten der Legierungen mit 0,6 bis 0,9% gegenüber denen mit geringerem Kohlenstoffgehalt tritt nur insofern auf, als bei ihnen, wie das Zustandsschaubild lehrt, sich das  $\gamma$ -Eisen direkt in das (magnetische)



Fig. 68. Flußstahl mit (nahezu) 0,9% Kohlenstoff. Gefüge: Perlit; mikroskopisch geätzt.  $V=450$ .

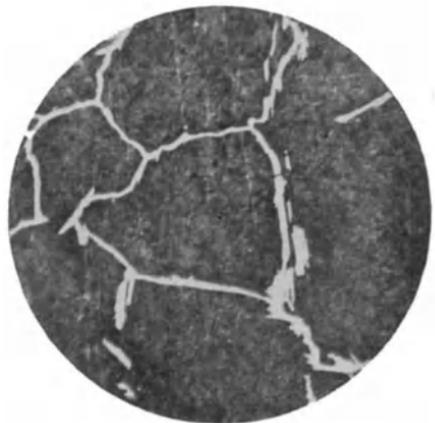


Fig. 69. Flußstahl mit 1,0% Kohlenstoff. Gefüge: Perlit und Zementitadern, mikroskopisch geätzt.  $V=75$ .

$\alpha$ -Eisen umwandelt (so daß bei diesen die  $\beta$ -Modifikation überhaupt nicht auftritt). Infolgedessen fehlen hier die Haltepunkte  $A_{r_2}$  (bei Abkühlung) und  $A_{c_2}$  (bei Erwärmung), weshalb man den auf der Kurve OS (Fig. 62 u. 63) liegenden Haltepunkt auch als  $A_{3,2}$  bezeichnet. Es sei noch darauf hingewiesen, daß, während die Lage des Haltepunktes  $A_3$  mit wachsendem Kohlenstoffgehalt immer tiefer rückt,  $A_2$  (für die Legierungen von 0 bis 0,6% Kohlenstoff) konstant bei 768° bleibt.

Die eutektoide Legierung von 0,9% Kohlenstoff zeigt im Schliff naturgemäß nur Perlit, wie Fig. 68 lehrt (da der Kohlenstoffgehalt nicht ganz genau 0,9% war, sieht man unten noch eine Spur von Ferrit). Diese Legierung hat, wie wir von den

Blei-Antimonlegierungen mit 13<sup>0</sup>/<sub>0</sub> Antimon her wissen, nur einen einzigen Haltepunkt (bei 721<sup>0</sup>), den man sinngemäß mit  $A_{3,2,1}$  bezeichnet. Während der Haltepunkt  $Ac_2$  mit  $Ar_2$  zusammenfällt, liegt  $Ac_3$  um etwa 8<sup>0</sup> höher als  $Ar_3$  und  $Ac_1$  sogar um 20<sup>0</sup> höher als  $Ar_1$ .

Beim Erwärmen erfolgen die entsprechenden Umwandlungen in entgegengesetztem Sinne, so daß nach Überschreiten der eutektoiden Horizontalen PK sich der Perlit wieder in Austenit

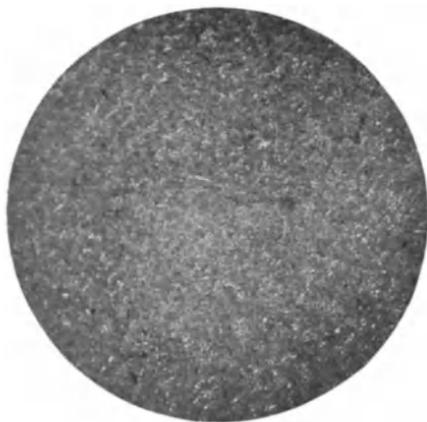


Fig. 70. Eisen mit 1,7<sup>0</sup>/<sub>0</sub> Kohlenstoff.  
Gefüge: Perlit mit Zementitinseln;  
mikroskopisch geätzt.  $V = 75$ .



Fig. 71. Körniger Perlit.  
 $V = 450$ .

zurückverwandelt; beim Erreichen des Haltepunktes  $Ac_2$  (768<sup>0</sup>) geht (bei Legierungen bis 0,6<sup>0</sup>/<sub>0</sub> Kohlenstoff) das magnetische  $\alpha$ -Eisen in die unmagnetische Modifikation ( $\beta$ -Eisen) über und nach Erreichen von  $Ac_3$  diese in das  $\gamma$ -Eisen, welches sofort mit dem vorhandenen Eisenkarbid wieder die feste Lösung des Austenits bildet. Nach Erreichen der Soliduslinie AE beginnt dann das Schmelzen, das aber erst auf der Liquiduslinie AC vollendet ist.

Wählt man nun eine übereutektoide Legierung mit etwa 1,25<sup>0</sup>/<sub>0</sub> Kohlenstoff, so erfolgt, nachdem die Abscheidung der sich im Zustandsfelde II bildenden Mischkristalle im Schnittpunkte der Ordinate beim Schnitt von 1,25<sup>0</sup>/<sub>0</sub> mit der Soliduslinie AE vollendet ist, die Abkühlung regelmäßig bis zum

Haltepunkte auf der Kurve SE. Hier scheidet sich dann nun aber nicht Ferrit, sondern Zementit aus, während sich dadurch mit weiter sinkender Temperatur der Kohlenstoffgehalt des Austenits längs ES bis zum Erreichen des eutektoiden Punktes S verringert. Bei der Temperatur  $721^{\circ}$  fällt dann dieser wieder als Perlit aus, so daß das Gefüge der Legierungen mit über  $0,9\%$  Kohlenstoff aus Zementit und Perlit besteht, wobei mit wachsendem Kohlenstoffgehalt die Menge des Zementits zu- und die des Perlits abnimmt. Der Zementit tritt entweder in der Form

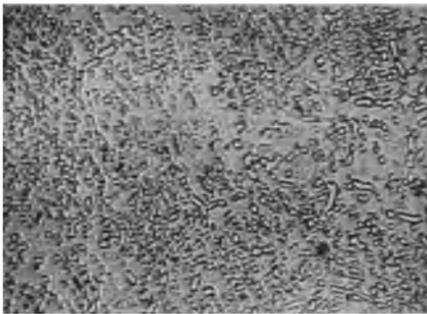


Fig. 72\*. Körniger Perlit von eutektoidem Flußstahl, mikroskopisch geätzt.  $V = 300$ .

eines Netzwerkes, wie in Fig. 69 (Flußstahl mit  $1\%$  Kohlenstoff), oder rundlicher Inseln, wie in Fig. 70 (Flußstahl mit  $1,7\%$  Kohlenstoff) auf.

Der Perlit erscheint übrigens nicht immer in lamellarer Form, wie in Fig. 68; bei sehr langem Glühen dicht unterhalb  $A_{r1}$  oder durch wiederholtes Erwärmen über und Abkühlen unter  $721^{\circ}$  geht er in eine andere Form, die

des körnigen Perlits<sup>1)</sup>, über (Fig. 71 und 72). Er wird deshalb für die stabilere Form des Perlits gehalten. Ein Stahl mit körnigem Perlit besitzt zwar eine geringere Festigkeit, dafür aber eine wesentlich größere Dehnung; er ist also weich und sehr zäh. Der körnige Perlit ist somit der günstigste Gefügestand von ausgeglühtem Werkzeugstahl sowohl für die mechanische Bearbeitung mit schneidenden Werkzeugen, als auch für die Kaltbearbeitung, z. B. Kaltwalzen von Bandstahl für Rasierklingen u. ä.

Bei ausgeglühtem Flußstahl bis zu  $1,7\%$  C kann man den Kohlenstoffgehalt, wie im Abschnitt II auseinandergesetzt, sehr gut aus dem metallographischen Schlibfbild entnehmen; um nicht durch örtliche Verschiedenheiten zu Trugschlüssen geführt zu

<sup>1)</sup> H. Hanemann u. F. Morawe, Stahl und Eisen **33**, 1350, 1913 und W. Schneider und H. Eicken: Werkstoffbericht Nr. 31 vom 20. März 1923.

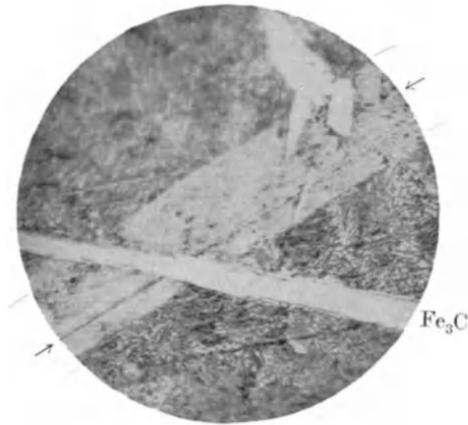


Fig. 73. Stahlnadelriß (Pfeile) in dem Werkstoff der Fig. 69, mikroskopisch geätzt.  $V = 450$ . Zeigt, daß der Zementit ( $Fe_3C$ ) nicht geritzt wird.



Fig. 74\*. Klingefüge des Teiles F (bei d) der Fig. 42 (Ferrit und Perlit), mikroskopisch geätzt. Der Kohlenstoffgehalt beträgt etwa  $0,25\%$ .  $V = 350$ .

werden, wird man dabei mit möglichst schwacher Vergrößerung arbeiten, um ein dementsprechend größeres Gesichtsfeld zu haben. Bei Zeilenstruktur muß man je einen Schliff parallel und senkrecht zur Walzrichtung betrachten. Eine gewisse Vorsicht ist

aber namentlich dann zu beachten, wenn man die Zusammensetzung der Eisenlegierungen nicht kennt, da das Verhältnis von Ferrit zum Perlit bzw. Perlit zum Zementit durch den Mangengehalt beeinflußt wird, und zwar schätzt man hierbei den Kohlenstoffgehalt leicht etwas zu hoch; ähnlich wirkt auch die Anwesenheit von Chrom<sup>1)</sup>. Eine gewisse Schwierigkeit bereitet noch die Entscheidung, ob es sich um eine unter- oder übereutektoide Legierung handelt, da Ferrit und Zementit sich beide hell

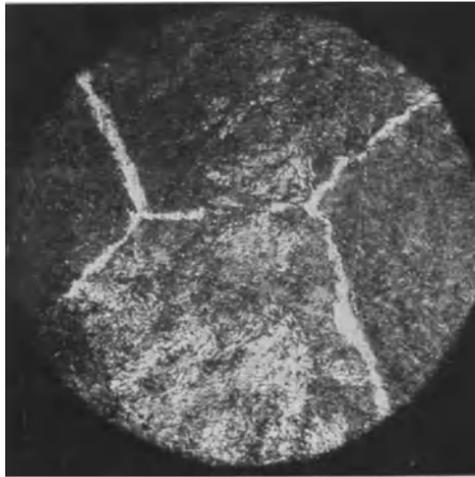


Fig. 75\*. Kleingefüge des Teiles P (bei  $\beta$ ) der Fig. 42 (Ferrit und Perlit) mikroskopisch geätzt. Der Perlitgehalt herrscht vor, so daß der Kohlenstoffgehalt nahezu 0,9% beträgt.  $V = 350$ .

von dem dunklen Perlit abheben. Sehr einfach kommt man aber zum Ziel, wenn man den Schliff mit einer gehärteten Stahlnadel ritzt (siehe Fig. 73, welche ein Stück der Fig. 69 bei stärkerer Vergrößerung darstellt). In dieser erscheint der Nadelriß als ein breiter, heller (von links unten nach rechts oben verlaufender, durch die Pfeile angedeuteter) Strich, der an der hellen (fast wagrecht liegenden) Ader unterbrochen ist, wodurch sich diese als Zementit erweist, während der weiche Ferrit von der Stahlnadel geritzt worden wäre. Ein weiteres

<sup>1)</sup> A. Portevin, Stahl und Eisen, **37**, 721, 1917.

charakteristisches Kennzeichen für den Zementit ist, daß er sich in einer Lösung von kochendem Natriumpikrat dunkel färbt. Man vergleiche die Figur bei der Einsatzhärtung (S. 105, Fig. 105b und Fig. 174, S. 159).

Daß man übrigens zu recht guten Schätzungen des Kohlenstoffgehaltes kommen kann, dafür ein Beispiel. Bei dem in Fig. 42 wiedergegebenen Schliff eines gebrochenen Propellerflügels erscheint die Zone P dunkler als die Zone F; die Mikrophotographien aus beiden sind nun in Fig. 74 (für F) und Fig. 75 (für P) wiedergegeben. Man sieht sofort, daß F etwa einen Kohlenstoffgehalt von 0,2—0,3%, P dagegen von nahezu 0,9% haben wird, was auch durch die früher angegebene chemische Analyse durchaus bestätigt wurde.

Bemerkt sei auch, daß, während der Kohlenstoffgehalt des Ferrits immer 0%, der des Zementits 6,67% und der des Perlits 0,9% beträgt, der des Austenits von 0 bis 1,7% variieren kann und im Zustandsfelde IV immer dem der ursprünglichen Schmelze entspricht. Es sei nochmals darauf hingewiesen, daß, wenn man den Kohlenstoffgehalt aus dem mikroskopischen Bild entnehmen will, der Stahl vorher ausgeglüht sein muß<sup>1)</sup>.

#### IV. Gehärteter Stahl; Einsatzhärtung.

(Die labilen Gefügebestandteile der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bis 1,7% Kohlenstoff.)

Die im Zustandsfelde IV (Fig. 63) auftretenden Mischkristalle (der Austenit) lassen sich nun nicht in der gewöhnlichen Weise nachweisen, da es wegen der hohen Temperatur (721—1528°) nicht möglich ist, Schliffe des Eisens herzustellen, zu ätzen und unter dem Mikroskop zu untersuchen. Während sich nun aber der Austenit bei langsamer Abkühlung in Ferrit (bzw. Zementit) und Perlit umwandelt, ist bei schneller Abkühlung, wie sie beim Abschrecken im Wasser erfolgt, gewissermaßen keine Zeit für diese Umwandlung, so daß dann die Mischkristalle auch bei gewöhnlicher Temperatur bestehen bleiben. Allerdings ist es bei den gewöhnlichen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bisher nicht

<sup>1)</sup> Bei überhitztem und gegossenem, zu schnell erkaltetem Stahl wird der Kohlenstoffgehalt leicht zu hoch geschätzt. Nach einem richtigen Ausglühen ist das Gefüge homogenisiert und die Schätzung richtig auszuführen.

möglich gewesen, selbst durch außerordentlich energisches Abschrecken, den Austenit rein zu erhalten, dagegen gelingt dies bei stark nickelhaltigem Eisen (hochlegiertem Nickelstahl), da hier seine Zersetzung stark verzögert wird. Das bei diesem hierbei auftretende Gefüge (Fig. 76) besteht aus gleichmäßig aufgerauhten hellen Flächen, die häufig Zwillingsbildung und meist (im Gegensatz zum Ferrit) geradlinige Begrenzungen zeigen. Der Austenit ist auch ein verhältnismäßig weicher Körper.

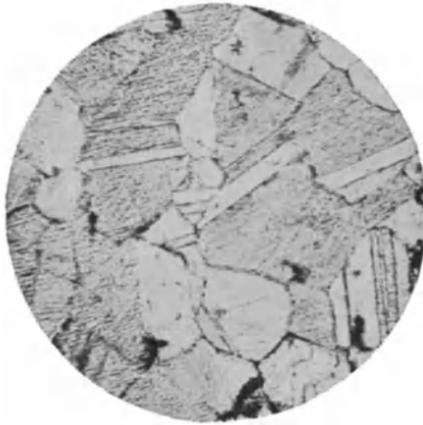


Fig. 76\*. 25%iger Nickelstahl, abgeschreckt, mikroskopisch geätzt. Gefüge: Austenit.  $V = 125$ .

Auch durch höheren Mangan Gehalt wird die Umwandlungsgeschwindigkeit sehr stark verzögert und die Umwandlungstemperatur unter Zimmertemperatur erniedrigt, so daß ein solcher Manganhartstahl (mit etwa 12% Mangan), selbst bei langsamster Abkühlung im austenitischen Zustand verbleibt und überhaupt nicht „weich geglüht“ werden kann. Die Fig. 77 zeigt das kennzeichnende „polyedrische Gefüge“ eines austenitischen Manganhartstahles.

Bei den gewöhnlichen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen tritt stets (allein oder neben jenem) ein anderer Gefügebestandteil in Form spitzer Nadeln auf, der zu Ehren des früheren Leiters des Staatlichen Materialprüfungsamtes, Geheimrat A. v. Martens, des Begründers der Metallographie in Deutschland, den Namen „Martensit“ erhalten hat. Man erkennt ihn deutlich neben dem Austenit in Fig. 78, dem Schiffe eines Stahles mit 1,57% Kohlenstoff, der von 1350° in Wasser von 5° abgeschreckt wurde. Wählt man die Abschrecktemperatur niedriger, aber immer oberhalb der für den betreffenden Kohlenstoffgehalt durch die Linien GS, SE gegebenen Temperaturen, so verwandelt sich der ganze Austenit in Martensit, und zwar wird er um so feinnadeliger, je

tiefer (innerhalb der angegebenen Grenzen) die Temperatur gewählt wird, wie man in Fig. 79 sieht (von  $1000^{\circ}$  abgeschreckter,



Fig. 77\*. Manganhartstahl mit etwa 12% Mangangehalt zeigt „polyedrisches Gefüge“ von Austenitkristallkörnern. Mikroskopische Ätzung.  $V = 150$ .



Fig. 78\*. Werkzeugstahl, mit 1,57% Kohlenstoff; bei  $1350^{\circ}$  C in Wasser von  $5^{\circ}$  C abgeschreckt, mikroskopisch geätzt. Gefüge: grobe Martensitnadeln in Austenit.  $V = 350$ .

kohlenstoffarmer Flußstahl). Die Frage nach der Natur des Martensits war lange Zeit strittig; nach röntgenographischen

Untersuchungen ist der Kohlenstoff hier atomdispers in das Raumgitter des  $\alpha$ -Eisens eingesprengt anzunehmen. Dadurch wird eine Art Zwangszustand des Raumgitters verursacht, welcher die Glashärte des Martensites hervorruft <sup>1)</sup>. Unabhängig von jeder Theorie bleibt aber die Tatsache bestehen, daß sich beim Abschrecken des Stahles im Wasser von einer im Zustandsfelde IV liegenden Temperatur der nadelige Martensit bildet, der einen sehr harten Bestandteil darstellt und damit das kennzeichnende

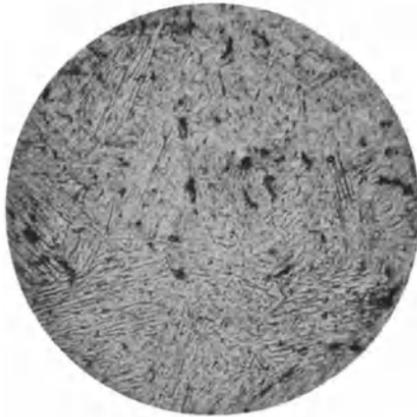


Fig. 79. Kohlenstoffarmer Flußstahl, bei 1000° C abgeschreckt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: ungesättigter Martensit. V = 350.

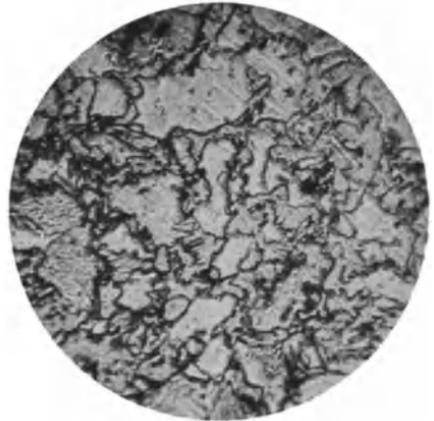


Fig. 80. Kohlenstoffarmer Flußstahl, bei 750° C abgeschreckt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ferrit und Martensit. V = 350.

Gefüge des gehärteten Stahls bildet. Wie beim Austenit kann sein Kohlenstoffgehalt zwischen 0 und 1,7% betragen.

Was wird nun geschehen, wenn das Abschrecken unterhalb der Linien GS, SE, aber noch innerhalb der Zustandsfelder VI, VII bzw. V erfolgt? In den ersten beiden bestehen, nach dem früher Auseinandergesetzten, Ferrit und Austenit nebeneinander. Der hier abgeschiedene Ferrit erleidet durch die plötzliche Abkühlung keine Änderung, während der Austenit sich wieder in

<sup>1)</sup> Da es hier nicht möglich ist, näher auf Einzeluntersuchungen einzugehen, sei auf die umfassende Arbeit von H. Hanemann und A. Schrader: Werkstoffbericht Nr. 61 des Ver. dtsh. Eisenhüttenleute, Düsseldorf 1925: „Über den Martensit“ hingewiesen.

Martensit verwandelt. Das Gefüge eines bei  $750^{\circ}$  abgeschreckten, etwa  $0,1\%$  Kohlenstoff enthaltenden Stahles muß also aus Ferrit und Martensit bestehen, wie auch Fig. 80 beweist; sie wurde mit einem Stück desselben Stahles erhalten, von welchem auch die Fig. 79 stammt. Schreckt man dagegen unterhalb der eutektoiden Temperatur von  $721^{\circ}$  ab, so kann nur das bei dieser stets vorhandene normale Gefüge von Ferrit und Perlit erhalten bleiben (siehe Fig. 81), die wiederum von demselben Stahl wie vorher stammt. Dasselbe Stück Eisen kann also je nach der Temperatur, von welcher aus es abgeschreckt ist, ein ganz verschiedenes Gefüge aufweisen. Umgekehrt kann man aus seinem Gefüge auch Rückschlüsse auf seine Wärmebehandlung ziehen. Zeigt ein untereutektoider Stahl nur Ferrit und Perlit, so ist er langsam abgekühlt bzw. bei Temperaturen unter  $721^{\circ}$  abgeschreckt; tritt aber neben dem Ferrit an Stelle des Perlits Martensit auf, so liegt seine Abschrecktemperatur zwischen  $721^{\circ}$  und der durch GS bestimmten,

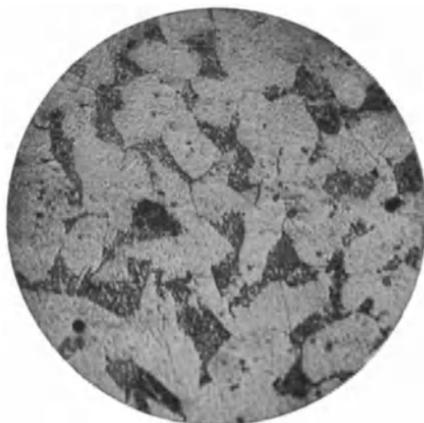


Fig. 81. Kohlenstoffarmer Flußstahl, unterhalb  $721^{\circ}$  C abgeschreckt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ferrit und Perlit. V = 350.

während bei reinem Martensit das Abschrecken von einer oberhalb dieser gelegenen Temperatur aus erfolgt war. Ein Rückschluß auf die Höhe dieser gestattet dann noch die mehr oder minder große Feinheit der Martensitnadeln, da diese, wie erwähnt, mit wachsender Abschrecktemperatur immer größer werden (vgl. Fig. 79 und 78). Bei den übereutektoiden Legierungen, also den mit mehr als  $0,9\%$  Kohlenstoff, sind die Erscheinungen ganz ähnlich, nur tritt überall an Stelle des Ferrits der Zementit. So zeigt Fig. 82 einen Stahl mit etwa  $1,5\%$  Kohlenstoff, der bei  $900^{\circ}$  (also innerhalb des Feldes V) abgeschreckt wurde, was daran zu erkennen ist, daß er neben

dem Martensit noch die rundlichen Zementitinseln aufweist (s. auch S. 75 u. 76).

Will man also einen Stahl so härten, daß sein normales Gefüge in das martensitische verwandelt wird, so muß man ihn oberhalb des durch seinen Kohlenstoffgehalt bedingten und aus den Fig. 62 und 63 zu entnehmenden Haltepunktes  $A_{c_3}$  erhitzen. Dies muß aber genügend lange (wenigstens einige Minuten) geschehen, da sonst die Zeit nicht dazu ausreicht, daß sich



Fig. 82. Flußstahl mit 1,5% Kohlenstoff, bei 900° C abgeschreckt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Zementit und Martensit.  
V = 450.

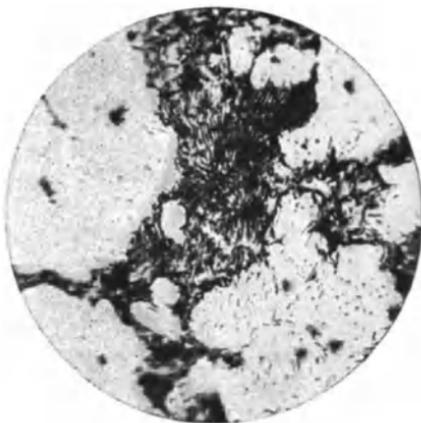


Fig. 83\*. Flußstahl mit 0,9% Kohlenstoff, nach nicht genügend langer Erhitzung auf 750° C abgeschreckt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Perlit und Martensit.  
V = 830.

aus dem Ferrit (bzw. dem Zementit) und Perlit wieder homogene Mischkristalle bilden, welche die Grundlage für die Entstehung des Martensits sind. War die Zeit nicht ausreichend, so besteht neben diesem noch der Ferrit (bzw. bei den über-eutektoiden Stählen der Zementit), und man erhält dann dasselbe Gefüge wie beim Abschrecken von einer innerhalb der Zustandsfelder VI, VII (oder V) liegenden Temperatur aus. So zeigt Fig. 83 einen Stahl mit 0,9% Kohlenstoff, der etwa 1 Minute (also nicht genügend lange) bei 750° erhitzt und dann in Wasser abgeschreckt war; dementsprechend ist ein Teil des Perlits, wie man deutlich in der Mitte sieht, noch

bestehen geblieben, während der übrige in Martensit verwandelt wurde.

Durch Abschrecken von einer im Gebiet IV liegenden Temperatur aus läßt sich also das Gefüge jeder Eisen-Kohlenstoff-Legierung völlig in Martensit verwandeln. Da die kohlenstoffarmen Stahlsorten aber eine sehr hohe Abschreckungstemperatur erfordern (sie liegt bei 0,1% Kohlenstoff z. B., wie aus Fig. 63 folgt, über 900°), so haben diese ein sehr grobes martensitisches Gefüge<sup>1)</sup> und werden damit weniger hart wie solche mit größerem Kohlenstoffgehalt; dies beweisen z. B. Härteversuche von M. v. Schwarz<sup>2)</sup> an einem Mannesmannrohr mit 0,33% Kohlenstoff, dessen Brinellhärte durch Abschrecken von 950° aus von 133 auf 380 stieg. Ähnlich liegen die Verhältnisse auch bei den übereutektoiden Flußstählen, da die Abschrecktemperatur (Linie SE) mit wachsendem Kohlenstoffgehalt sehr stark ansteigt. Infolge des dabei auftretenden groben Kornes würden diese stark zum Sprödewerden neigenden Stahlsorten verdorben werden. Nun ist es aber bei den übereutektoiden Stählen auch gar nicht nötig, den Zementit in Lösung zu bringen, da er (im Gegensatz zu dem weichen Ferrit der untereutektoiden Stähle) bereits eine sehr große Härte besitzt. Deshalb genügt es, die übereutektoiden Stähle aus dem Zustandsfelde V von Temperaturen wenig oberhalb der Perlitlinie (etwa 730 bis 740°) abzuschrecken.

Ist ein übereutektoider Stahl einmal zu hoch und lange erhitzt worden, so daß der Zementit als ein grobes Maschenwerk vorliegt, so muß dieses vor dem Härten verfeinert werden. Dazu ist Durchschmieden bei ganz dunkler Rotglut sehr wirksam, verändert aber die Form. Die Verfeinerung kann aber auch durch zweckmäßige Wärmebehandlung erreicht werden. Man erhitzt über die obere Umwandlungstemperatur (SE) und schreckt dann in einem Salz- oder Bleibad von etwa 550 bis 650° C ab, auf keinen Fall in Wasser, denn dieser spröde Stahl würde sonst durch Härterisse völlig zertrümmert. Zur Verfeinerung ist diese starke Abschreckung auch gar nicht nötig, denn es ist nur erforderlich, rasch unter die Temperatur der unteren Umwandlung, also auf etwa 700° C herabzukommen.

---

<sup>1)</sup> Sogenannter „ungesättigter Martensit“.

<sup>2)</sup> M. v. Schwarz, *Zeitschr. f. Metallkunde*, **12**, 1, 1920.

Wird Werkzeugstahl beim Erhitzen zwecks Härtung nicht länger als eben nötig etwas über der oberen Umwandlungstemperatur gehalten und dann abgeschreckt, so erhält man einen strukturlosen Martensit, der auch „Hardenit“ genannt wird. Er zeigt im Mikroskop nur helle, weiße und vom Ätzmittel nur wenig angegriffene Flächen, ohne Nadeln, Kornteilung oder Zwillingsbildung. Werkzeuge, die nach dem Abschrecken Hardenit aufweisen, sind vorzüglich gehärtet worden. (Ein dem Hardenit ähnliches Gefüge findet man auch bei gehärtetem Chrom- und Schnelldrehstahl.)

Der Martensit ist nun aber ein bei gewöhnlicher Temperatur labiler Zustand und sucht sich deshalb in das stabile Perlitgefüge umzuwandeln. Bei den üblichen Temperaturen kann er aber diesem Bestreben nicht Folge leisten; es wird aber um so mehr erleichtert, je höher die Temperatur ist. Erwärmt man also einen gehärteten Stahl, so tritt je nach der Höhe der dabei verwendeten Temperatur eine mehr oder minder vollständige Umwandlung des Martensits ein. Bei Anlaßtemperaturen bis zu  $400^{\circ}$  färben sich die Martensitnadeln, die ursprünglich bei der Ätzung mit Salpetersäure hell blieben, immer dunkler und verwandeln sich schließlich in tiefdunkle, unter dem Mikroskop nicht auflösbare Flecken, die den Namen „Troostit“ führen; dieser tritt merkwürdigerweise auch dann auf, wenn das Abschrecken weniger energisch geschieht, also z. B. bei Benutzung von Öl als Kühlmittel, oder in dickeren Stücken, bei welchen die Temperaturabnahme nicht gleichmäßig durch die ganze Dicke erfolgt, und die deshalb im Innern langsamer abkühlen. Dies zeigt Fig. 84 für einen Flußstahl mit  $0,8\%$  Kohlenstoff, der von  $800^{\circ}$  aus in Öl abgeschreckt wurde, in welchem neben dem hellen Martensit eine größere Zahl dunkler Troostitflecke zu bemerken sind. Vom ebenfalls dunklen Perlit unterscheiden sie sich dadurch, daß sie auch bei stärkster Vergrößerung nicht in Lamellen aufgelöst werden können. Zwischen dem durch gelinderes Abschrecken und dem durch Anlassen erhaltenen Gefüge besteht insofern ein Unterschied, als im ersten Falle das Gefüge nicht über den ganzen Querschnitt gleichmäßig ist, wie Fig. 84 lehrt.

Steigert man die Anlaßtemperatur weiter (von  $400$  bis  $700^{\circ}$ ), so wandelt sich der Troostit in einen anderen Gefügebestandteil

um, den Sorbit (siehe Fig. 85; Stahl mit 0,8% Kohlenstoffgehalt), der sich als ein sehr feines, kaum zu entwirrendes Gefüge darstellt, das sich bei stärkster Vergrößerung als der schon bekannte körnige Perlit erweist. Je nach der Art des Abschreckens oder der Höhe der Anlaßtemperatur besteht also das Gefüge aus dem nadeligen Martensit, dem dunklen, mikroskopisch nicht auflösbaren Troostit oder dem sehr feinkörnigen Sorbit, so daß man aus der Art des Gefüges der geätzten Schliche nicht nur die Härte, sondern auch die Höhe der Anlaßtemperatur erkennen kann.

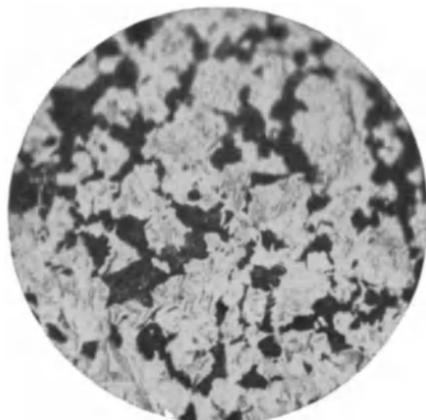


Fig. 84. Flußstahl mit 0,8% Kohlenstoff, von 800° C aus in Öl abgeschreckt; mikroskopisch geätzt.  
Gefüge: Troostit und Martensit.  
V = 450.

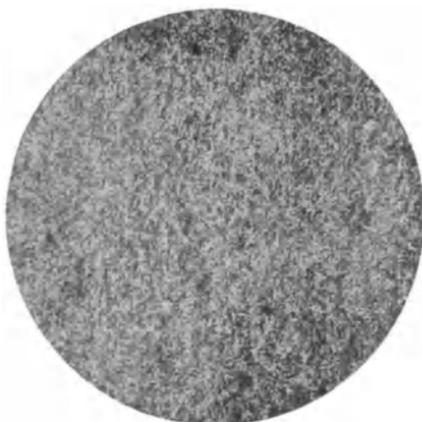


Fig. 85. Flußstahl mit 0,8% Kohlenstoff, abgeschreckt und bei 600° C angelassen; mikroskopisch geätzt.  
Gefüge: Sorbit.  
V = 75.

Die einzelnen Gefügebestandteile sind nun metallographisch indessen nicht immer deutlich voneinander zu unterscheiden. Sicher gelingt es aber, wenn man die Stücke auf eine gewisse Zeit, etwa 24 Stunden, in 1%ige Schwefelsäure legt und ihre Löslichkeit unter Luftzutritt oder -abschluß bestimmt. In der Fig. 86 sind diese Veränderungen durch das Anlassen bei verschiedenen Temperaturen nach E. Heyn und O. Bauer<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Metallographie. Sammlung Göschen 3. Aufl. Leipzig und Berlin 1926. S. 90—91 und H. Hanemann: Einführung in die Metallographie. Berlin: Borntraeger 1915.

## Mikro- und chemische Reaktionen.

Anlaßtemperatur	Gefüge	Aussehen	Härte	Bei Ätzung mit alkoholischer Salzsäure	Löslichkeit in verdünnter Schwefelsäure unter Luftzutritt	Luftabschluß
Nicht angelassen	Martensit	Nadelig	Größte	bleibt hell	Langsam	Hauptmenge des Kohlenstoffes entweicht als Kohlenwasserstoff. Kleiner Rest bleibt als freier Kohlenstoff zurück
unter 400°	Troostit	Einzelne Nadeln dunkel, andere hell, schwarze rundliche Flecke	Weicher	Dunkelfärbung nimmt zu mit wachsender Anlaßtemperatur	Nimmt zu mit wachsender Anlaßtemperatur	Freier Kohlenstoff nimmt zu mit wachsender Anlaßtemperatur
400°	Osmondit	Keine Nadeln mehr	Noch weicher	Maximum der Dunkelfärbung	Maximum	Freier Kohlenstoff Maximum
400 — 700°	Sorbit	Kleine rundliche Zementit-Inseln	Noch weicher	Dunkelfärbung nimmt ab mit wachsender Anlaßtemperatur	Nimmt ab mit wachsender Anlaßtemperatur	Freier Kohlenstoff nimmt ab mit wachsender Anlaßtemperatur
721°	Perlit	Lamellar oder körnig	Geringste	—	—	—

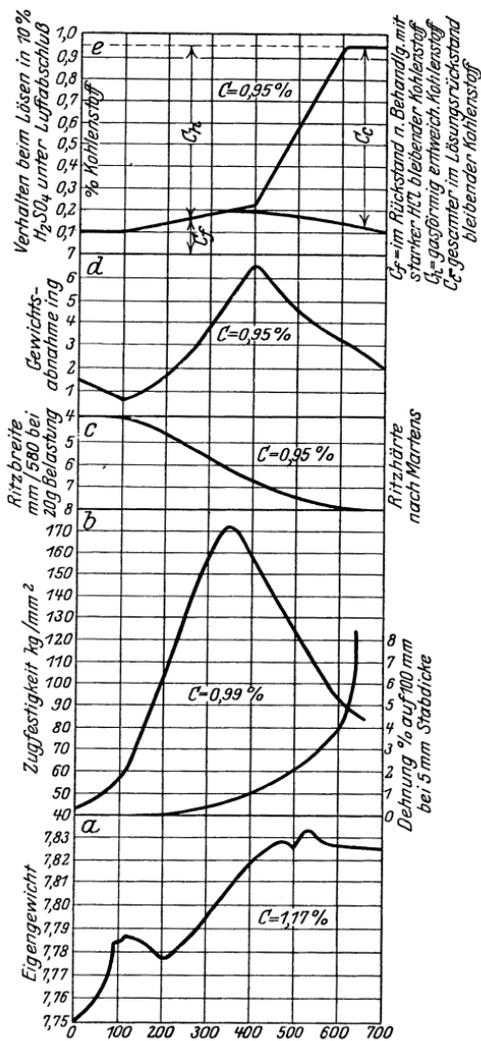


Fig. 86. Die Veränderungen der Eigenschaften von gehärtetem eutektoidem Flußstahl durch Anlassen auf verschiedene Temperaturen.

schaubildlich dargestellt. Wie aus den in vorstehender Zusammenstellung nach Heyn aufgeführten mikro- und chemischen Reaktionen hervorgeht, weist der bei 400° angelassene Stahl ein Höchstmaß der Dunkelfärbung und der Löslichkeit auf. Man hat deshalb sein Gefüge noch mit einem besonderen Namen,

„Osmondit“, zu Ehren Osmonds, des Entdeckers der Haltepunkte, belegt.

Bei noch gelinderer Abschreckung als in Öl, z. B. durch Abkühlen an der Luft oder in stark erwärmtem Dampfkesselwasser, erhält man auch noch ein martensitähnliches Gefüge (siehe Fig. 87, die von einem 3 Minuten lang in einem Schmiedefeuer stark erhitzten und danach an der Luft abgekühlten Flußstahl stammt, und in welcher man noch die Martensitnadeln,



Fig. 87. Nach dem Erhitzen in Luft abgekühlter Flußstahl; mikroskopisch geätzt.  $V = 52$ .

daneben aber auch eine gewisse Kristallabgrenzung erkennt, die dem eigentlichen Martensit fehlt). Dieses Gefüge ist charakteristisch für Flußstahl, der von einer oberhalb  $Ac_3$  gelegenen Temperatur nur sehr milde abgeschreckt ist. Es tritt bei stark erhitzten Dampfkesselblechen nach dem Abschrecken durch das Kesselwasser, sowie in der unmittelbaren Nähe autogener Schweißstellen auf. Wie das rein martensitische Gefüge ist auch dieses durch Ausglühen wieder zu beseitigen, wodurch zugleich

die mit ihm verbundene Sprödigkeit wieder verschwindet; gleichzeitig werden dadurch auch die durch die starken bei der Schweißung auftretenden Temperaturänderungen bewirkten inneren Spannungen beseitigt.

Durch das Anlassen nimmt zwar die Festigkeit des Stahles etwas ab, gleichzeitig wächst aber seine Dehnung und damit seine Zähigkeit, so daß man namentlich Stücke, die Schlagbeanspruchungen unterliegen, durch Härten und darauf folgendes Anlassen (Vergüten) für ihren Zweck wesentlich geeigneter machen kann, ein Verfahren, das besonders in der Kraftfahrzeugindustrie bei legierten Sonderstählen zur Verwendung gelangt. Gegenüber dem milderen Abschrecken besitzt der vergütete

Stahl, wie gesagt, den Vorteil, daß sein Gefüge über den ganzen Querschnitt gleichmäßig ist.

Beim Abschrecken größerer Stücke in Wasser oder solcher von unregelmäßiger Form, etwa mit scharf abgesetzten Querschnittsänderungen, muß man große Vorsicht walten lassen, da sonst leicht Härterisse entstehen. Dies rührt daher, daß der Martensit ein größeres Volumen einnimmt, so daß das Eisen sich beim Abschrecken ausdehnt, wie man an dem spezifischen



Fig. 88\*. Werkzeugstahl mit 1,54% Kohlenstoff, bei 1280° C in Wasser abgeschreckt, mikroskopisch geätzt, zeigt dunkle Härterisse und grobe Martensitnadeln.  $V = 200$ .

Gewicht erkennt, das bei gehärtetem Stahl um 0,02 bis 0,09 kleiner als bei ausgeglühtem ist<sup>1)</sup>. Dadurch nehmen Zylinder beim Härten eine tonnenförmige Gestalt an; bei kürzeren wölben sich auch die Endflächen nach außen, während bei längeren dünnen Zylindern eine Zusammenziehung in der Längsachse eintritt. Infolge der hierdurch bewirkten Spannungen treten Sprünge auf, wie z. B. in Fig. 88 (Stahl mit 1,54% Kohlenstoff, der von 1280° aus in Wasser abgeschreckt wurde). Da der Troostit

<sup>1)</sup> E. H. Schulz, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. **59**, 66, 112, 1915.

ein kleineres Volumen einnimmt, so ist die Volumenänderung beim Abschrecken in Öl nicht so groß; aus demselben Grunde verringert sich das Volumen auch beim Anlassen wieder. Die mit Chrom oder Nickel legierten Stähle weisen keine so große Volumenänderung auf, wie die reinen Kohlenstoffstähle, so daß bei jenen die Gefahren der Entstehung von Härterissen nicht so groß sind. Da Martensit das größte Volumen einnimmt, so wird durch den Druck die Martensitbildung begünstigt. Deshalb beobachtet man auch an dickeren Stücken am Rande reinen Martensit, dann folgt eine troostitische Schicht, während im Innern infolge des hier herrschenden größeren Druckes wieder Martensitnadeln erscheinen.

Wegen seiner großen Sprödigkeit ist das martensitische Gefüge nicht zu Schneidwerkzeugen geeignet, deshalb müssen alle Werkzeuge nach dem Härten noch angelassen werden. Früher beurteilte man den Anlaßgrad nach der auftretenden Anlaßfarbe, ein Vorgang, der bei Einzelanfertigung noch heute angewendet wird; doch bei Massenerzeugnissen wird das Anlassen in eigenen Anlaßöfen in Luft, Öl-, Salz- oder Metallbädern unter Beobachtung der Temperatur und Anlaßzeit vorgenommen. Namentlich bei den durch Schlag wirkenden Werkzeugen (wie bei Äxten) würden nur gehärtete Kanten abspringen. Diese sind deshalb auch so weit anzulassen, daß noch eine genügende Härte bleibt, gleichzeitig aber auch eine genügende Zähigkeit erreicht wird. Aus demselben Grunde werden auch Federn in der Regel so weit angelassen, daß sie sorbitisches Gefüge erhalten (vergütet).

Geht das Anlassen bei Werkzeugen aber zu weit, wie es unbeabsichtigt, z. B. bei Überanstrengung von Drehstählen; eintritt, so wird der Stahl zu weich, damit zur weiteren Bearbeitung von Werkstoffen ungeeignet und muß dann (nach vorhergehendem Ausglühen) von neuem gehärtet werden. Von den gewöhnlichen Werkzeugstählen unterscheiden sich die neueren Schnelldrehstähle<sup>1)</sup>, die ohne Schaden für die Schneidfähigkeit eine erhebliche Erwärmung der Schneidkante vertragen können. Wie bei den Blei-Antimon-Legierungen durch Zusatz von Antimon der Erstarrungspunkt tiefer rückt, so wird auch durch Zusatz

---

<sup>1)</sup> Und insbesondere die hochlegierten Schnellschneidlegierungen (Hartmetalle) wie Stellite, Akrit oder Walters Hartmetall usw.

entsprechender Elemente, wie Nickel, Chrom, Wolfram, Vanadium usw. die Umwandlung des martensitischen Gefüges in das perlitische herabgedrückt. Bei diesen Schnelldrehstählen verlaufen also die Zustandskurven bei tieferen Temperaturen und können sogar unter Zimmerwärmesinken<sup>1)</sup>. Die Schnelldrehstähle befinden sich also bereits bei niederen Temperaturen in dem stabilen harten Zustand und eine durch starke Beanspruchung eintretende Erwärmung kann keine Änderung desselben hervorrufen.



Fig. 89 a. Flußstahl mit 0,9% Kohlenstoff, mikroskopisch geätzt. Gefüge: Martensit.  $V = 450$ .



Fig. 89 b. Derselbe Stahl wie bei Fig. 89 a. Nach dem Ausglühen mikroskopisch geätzt. Gefüge: Lamellarer Perlit.  $V = 450$ .

Bei dem schnellen Abschrecken nimmt somit der Flußstahl ein anderes Gefüge an, als bei der langsamen Abkühlung. Diese Tatsache macht es auch möglich, die Ursachen von Brüchen metallischer Bauteile aufzudecken. Ein Beispiel hierfür ist in Fig. 89 a gegeben, welches das Gefüge einer Stange aus Flußstahl darstellt, die sich nicht bearbeiten ließ. Die mikroskopische Untersuchung zeigt ausgesprochenen Martensit, was beweist, daß der Stahl versehentlich gehärtet wurde, vielleicht durch Bespritzen mit kaltem Wasser nach dem Walzen. Durch Ausglühen bei  $800^{\circ}$  ging das Gefüge wieder in Perlit über, wie aus Fig. 89 b ersichtlich ist; der Stahl ließ sich also hierdurch wieder in

<sup>1)</sup> Vgl. auch die austenitischen Stähle Fig. 76 u. 77, S. 81.

einen für die Bearbeitung geeigneten Zustand überführen. Als weiteres Beispiel wird die Untersuchung eines im Betriebe geplatzten Siederohres angeführt<sup>1)</sup>, das an der Bruchstelle martensitisches und an anderen, davon weiter entfernten Orten das dem kohlenstoffarmen, langsam gekühlten Flußstahl eigentümliche, aus Ferrit und Perlit bestehende Gefüge zeigte. Es muß also unbedingt das Siederohr an der Reißstelle vor dem Bruch auf eine dem Gebiet IV in Fig. 63 entsprechende Temperatur (also über  $Ac_3$ ) erhitzt und danach infolge der Berührung mit dem Wasser schroff abgeschreckt sein. Es hatte demnach an der Reißstelle vor dem Eintritt des Bruches unbedingt eine starke Erhitzung des Rohres stattgefunden.

In einem anderen Fall<sup>2)</sup> konnte gleichfalls durch das martensitische Gefüge nachgewiesen werden, daß die Sprödigkeit von vernickeltem Bandstahl auf das schroffe Abschrecken, bzw. ein nicht genügendes nachheriges Anlassen zurückzuführen war. Ursprünglich hatte man vermutet, daß die Sprödigkeit auf die Wirkung der für das Vernickelungsverfahren benutzten Säure zurückzuführen sei (sog. „Beizsprödigkeit“). Diese Annahme erwies sich jedoch nach dem mikroskopischen Gefügebefund nicht als haltbar, sowie ferner auch auf Grund der Feststellung der Tatsache, daß durch Anlassen auf  $200^{\circ}C$  noch keine wesentliche Abnahme der Sprödigkeit festgestellt werden konnte, während die Beizsprödigkeit hierdurch behoben wird<sup>3)</sup>.

Wie vorher erwähnt, läßt sich jeder, auch kohlenstoffarmer Flußstahl härten. Da aber die Abschrecktemperatur bei diesem entsprechend der Linie GS des Zustandsschaubildes (Fig. 63) sehr hoch liegt, so erhält man einen dementsprechend groben Martensit und daher einen sehr spröden Werkstoff. Häufig hat man aber nur den Wunsch, eine harte, gegen Abnutzung widerstandsfähige Randschicht zu erhalten, während der Kern im Gegenteil, z. B. für eventuell spätere Bohrung, weich und gegen etwaige Stöße widerstandsfähig sein soll, eine Forderung, die namentlich bei

---

<sup>1)</sup> E. Heyn und O. Bauer, *Mittel. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **28**, 302, 1910.

<sup>2)</sup> E. Heyn und O. Bauer, *Mittel. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **27**, 136, 1909.

<sup>3)</sup> Erwähnt soll noch werden, daß kaltbearbeiteter weicher Flußstahl von Laugen sehr spröde wird (Laugensprödigkeit), was durch Ausglühen aber wieder behoben werden kann.

Achsen und Panzerplatten auftritt. Man kann sie dadurch erfüllen, daß der Flußstahl bei höherer Temperatur aus einer kohlenstoffhaltigen Umgebung (Lederkohle, Holzkohle + 30 bis 40% Bariumkarbonat, gelbes Blutlaugensalz) Kohlenstoff aufnimmt. Wie das geschieht, ist noch nicht ganz geklärt, doch scheint der Kohlenstoff dabei hauptsächlich in Gasform als Kohlenoxyd wirksam zu sein, was daraus hervorgeht, daß eine Kohlung auch in kohlenstoffhaltigen Gasen eintritt. Das Gas diffundiert in das Innere hinein und zersetzt sich hier wieder. Die Tiefe der gekohlten Schicht, sowie die Stärke der Kohlenstoffanreicherung nimmt mit wachsender Kohlungstemperatur und -dauer zu. Naturgemäß wird dabei der Rand immer den größten Kohlenstoffgehalt aufweisen, während dieser nach dem Innern hin geringer wird. Häufig versucht man die Tiefe der gekohlten Schicht schon aus dem Bruchaussehen zu erkennen; wie früher auseinandergesetzt, kann dies aber leicht zu Irrtümern führen; zum richtigen Urteil kommt man nur durch die Beob-

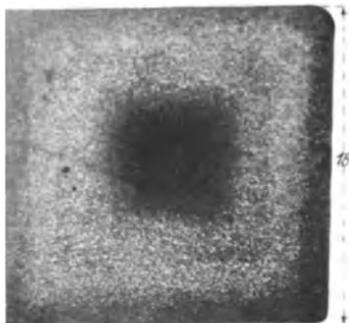


Fig. 90. Zementierter Flußstahl im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.

achtung des geätzten ausgeglühten Schliffes. So stellt Fig. 90 den mit alkoholischer Salpetersäure geätzten Querschnitt eines quadratischen Vierkantstabes von 16 mm Kantenlänge dar, der mit einem der vielen zum Verstählen angepriesenen Geheimmittel zementiert wurde. Der Erfinder desselben behauptete, daß der zuvor sehr kohlenstoffarme Stahl nach 24-stündigem Zementieren durch und durch gekohlt sein würde. An Hand von Fig. 90 erkennt man schon mit dem bloßen Auge, daß der Werkstoff durchaus nicht über den ganzen Querschnitt gleichartig ist, vielmehr trennt sich deutlich eine Rand- und eine Kernzone voneinander ab. Fig. 91 gibt das Kleingefüge der Kernzone, das aus Ferrit und Perlit besteht; nach den Fig. 65 bis 68 kann man seinen Kohlenstoffgehalt zu etwa 0,2% schätzen. Das Gefüge der Randzone (siehe Fig. 92) besteht dagegen fast nur aus Perlit; hier hat sich also der Kohlenstoff auf etwa 0,9% angereichert.

Die Einsatzhärtung hat im Laufe der letzten Jahre sehr an Bedeutung gewonnen, besonders für die Fahrzeugindustrie (Fahräder, Kraftwagen und Flugzeugmotore, aber auch bei Lokomotivteilen). Bei richtigem Einsatz soll die Randzone rund 0,9—1% Kohlenstoff aufweisen; ein größerer Gehalt kann sehr schädlich werden, besonders wenn der auftretende Zementit als grobes Maschenwerk eingesprengt ist, weil dadurch große Sprödigkeit hervorgerufen wird. Die Fig. 93a zeigt einen Querschliff durch einen richtig zementierten Flußstahl bei schwächerer Vergrößerung

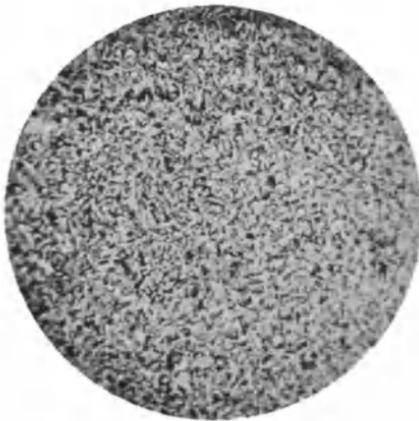


Fig. 91. Zementierter Flußstahl, Kernzone, mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ferrit und Perlit.  $V = 68$ .

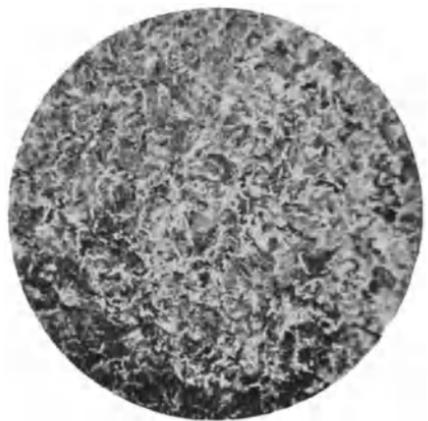


Fig. 92. Zementierter Flußstahl, Randzone, mikroskopisch geätzt. Gefüge: wenig Ferrit und viel Perlit.  $V = 68$ .

( $V = 40$ ). Die links erscheinende dunkle Zone (Randzone) weist nur wenig über 0,9% Kohlenstoffgehalt auf, was man an dem feinen weißen Zementitmaschenwerk erkennt. Bei dieser etwa 1 $\frac{1}{2}$  mm dicken Einsatzschichte ist die Hauptmenge Perlit, der hier sehr dunkel erscheint, weil mit alkoholischer Pikrinsäurelösung geätzt wurde. Die Übergangszone derselben Einsatzprobe ist in Fig. 93b bei stärkerer Vergrößerung dargestellt.

Infolge des langen, mindestens 8 Stunden währenden Glühens bei hoher Temperatur (und auch infolge der langsamen Abkühlung in der Einsatzkiste) wird aber das Gefüge des Kerns sehr grobkörnig, wie Fig. 94, der geätzte Schliff eines gekohlten und dann

von  $800^{\circ}$  abgeschreckten Rundeisens beweist, und wie man es bei mikroskopischer Betrachtung noch deutlicher erkennt. Man sieht in Fig. 95 die sehr groben Ferritkörner, nur die Perlitinseln

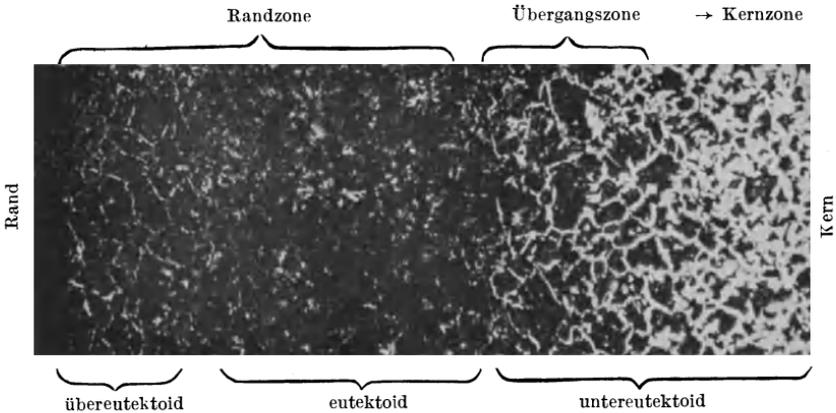


Fig. 93a. Flußstahl mit etwa  $0,2\%$  Kohlenstoff nach der Kohlung. Ätzung mit alkoholischer Pikrinsäurelösung.  $V = 40$ .

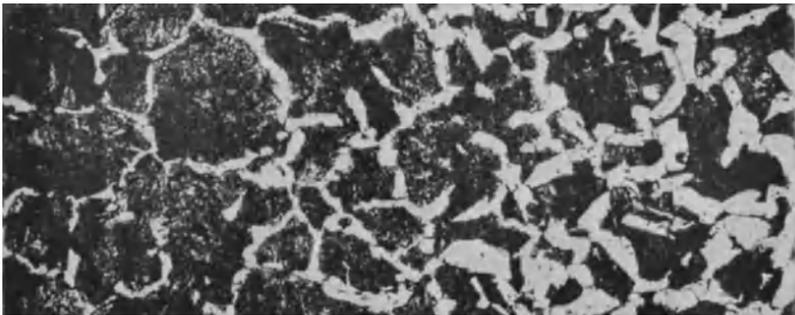


Fig. 93b. Die „Übergangszone“ aus Fig. 93a bei stärkerer Vergrößerung. Ätzung mit alkoholischer Pikrinsäurelösung.  $V = 150$ .

sind in Sorbitzellen verwandelt. Damit ist aber das gewünschte Ziel eines zähen Kerns nicht erreicht, im Gegenteil ist dieser infolge seines groben Kornes außerordentlich spröde. Man erhält nun wieder ein feineres Korn, wenn man den Ferrit und Perlit durch Erhitzen über  $A_{c_3}$  in die feste Lösung verwandelt. Bei einem Flußstahl mit  $0,15\%$  Kohlenstoff müßte man dazu etwa eine

Viertelstunde auf  $880^{\circ}$ , bei einem solchen mit  $0,1\%$  sogar auf  $900^{\circ}$  erwärmen. Da nun der Kohlenstoffgehalt des Randes aber meist  $0,9-1,0\%$  beträgt, so würde man, falls man von dieser

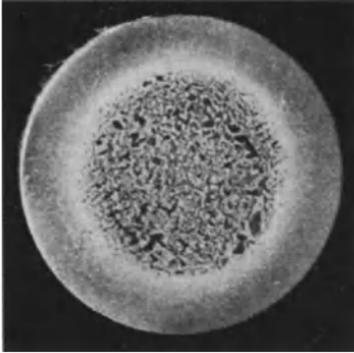


Fig. 94. Im Einsatz gehärteter Flußstahl im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 3$ .

Gefüge aus Ferrit und Perlit und wird daher zäh, während der Rand wegen des fehlenden Abschreckens naturgemäß weich

Temperatur abschrecken wollte, einen sehr groben und damit sehr spröden Martensit in der Randzone erhalten. Hinzu kommt noch, daß durch das Abschrecken auch der Kern ein grobmartensitisches Gefüge annehmen würde. Diese Übelstände kann man dadurch umgehen, daß man nach dem Kohlen und der Abkühlung im Einsatz zunächst etwas über den dem Kohlenstoffgehalt des Kernes (also des Ausgangsmaterials) entsprechenden Haltepunkt  $A_{c_3}$  erwärmt und dann an der Luft abkühlt. Damit erhält dieser ein feinkörniges



Fig. 95. Kern.  $V = 500$ .

bleibt; erwärmt man jetzt aber ein zweites Mal auf den dem Kohlenstoffgehalt des Randes entsprechenden Haltepunkt  $A_{c_3}$  (also etwa  $760^{\circ}$  bis  $800^{\circ}$ ) und schreckt dann in Wasser ab,

so wird der Rand gehärtet und man erhält ein sehr feinkörniges martensitisches Gefüge, wie Fig. 96 beweist. Da der Kern aber dabei innerhalb des Zustandsfeldes VI geblieben ist, so sind nur die geringen hier vorhandenen Mengen des Austenits in Martensit verwandelt, der aber wegen der überwiegenden Ferritmenge keinen störenden Einfluß ausübt<sup>1)</sup>. Durch die Einsatzhärtung läßt sich bei kohlenstoffarmem Flußstahl eine wesentliche Steigerung der Härte erhalten; so wurde bei dem auf S. 85 erwähnten Mannesmannrohr durch zweistündiges Einsetzen in Benoidgas bei 1000° die Brinellhärte, gegenüber

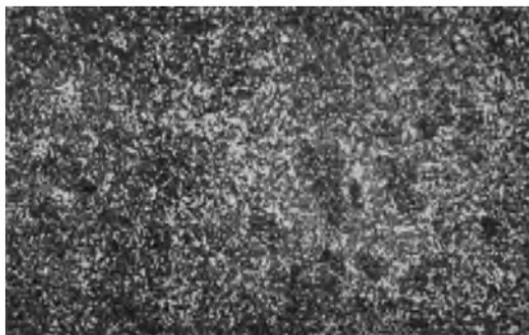


Fig. 96. Randzone.  $V = 500$ .

der durch Abschrecken des nicht eingesetzten Materials erhaltenen, von 380 auf 504 gesteigert. Während ferner jenes einen sehr groben (ungesättigten) Martensit aufwies, zeigte dieses ein feinnadeliges Gefüge.

Vor der Kohlung zu schützende Stellen werden mit Lehm bestrichen oder verkupfert, z. B. durch den Anstrich mit „Protekton“. Dabei darf aber ja kein Blei im Einsatzmittel zugegen sein, weil sonst das Kupfer wandert<sup>2)</sup>.

<sup>1)</sup> Diese doppelte Wärmebehandlung sollte bei den im Einsatz gehärteten Teilen immer angewendet werden. Bei vielen, besonders stoßweise beanspruchten Teilen soll nach dem Härten noch etwas angelassen werden.

<sup>2)</sup> Vgl. E. H. Stilwell: Trans. of the American Soc. for Steel Treating. Vol. 9/2, p. 323—325.

Um besonders zähe Kerne bei im Einsatz gehärteten Bauteilen, z. B. von Fahrzeugen, zu erhalten, wird ein niedrig legierter Chromnickelstahl mit Vorteil verwendet, besonders wenn die Abmessungen der Stücke größere sind. Indessen lassen sich auch schon mit gewöhnlichem Flußstahl ganz vorzügliche Ergebnisse erzielen. Die Hauptsache ist, daß der Kohlenstoffgehalt der im Einsatz zu härtenden Teile nicht zu hoch ist, 0,12% C ist das beste und 0,16% die oberste Grenze. Vielfach wird dies nicht beachtet und in der Praxis findet man einsatzgehärtete Teile mit

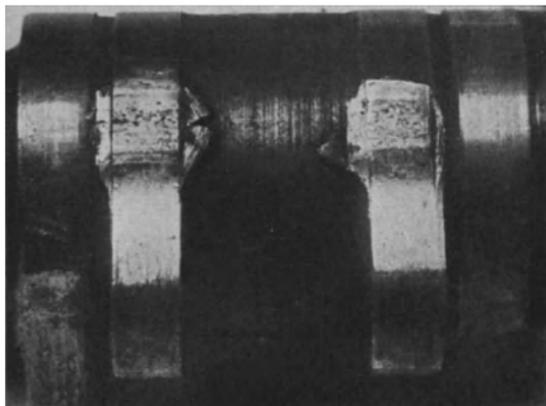


Fig. 97. Stark abgenutzte Nockenwelle eines französischen Kraftfahrzeugmotors, wurde nach kurzer Betriebszeit unbrauchbar.  $V = 1,5$ .

0,2–0,35% Kohlenstoffgehalt, die nie einen so zähen Kern ergeben können wie die vorgenannten. Die Dicke der Einsatzschichte ist auch von großer Bedeutung für die Haltbarkeit der Teile. Bei ganz fein geteilten Zahnrädern z. B. wird  $\frac{1}{4}$  mm Einsattiefe schon genügen, während bei groben Zähnen etwa 2 mm richtig sind. Auch Stahlguß wird für solche gerade Zahnräder neuestens mit gutem Erfolg (z. B. von Friedr. Krupp) eingesetzt und die Lebensdauer ganz wesentlich vermehrt. Die Einsattiefe (bis zu welcher der Kohlenstoffgehalt rund 0,9% beträgt [= Perlit]), dürfte mit  $\frac{1}{10}$ – $\frac{1}{8}$  der Zahndicke etwa richtig sein. Bei dickerer Einsatzschichte bleibt zu wenig zäher Werkstoff im Kerne übrig und bei stoßweiser Beanspruchung der Zähne, wie es bei Getrieben immer vorkommen wird, ist dann die Gefahr

eines Bruches sehr groß, durch den natürlich das ganze Zahnrad, ja sogar das ganze Getriebe zerstört werden kann.

Die Fig. 97 zeigt die Nockenwelle eines französischen Fahrzeugmotors, die nach kurzer Betriebszeit schon durch starke

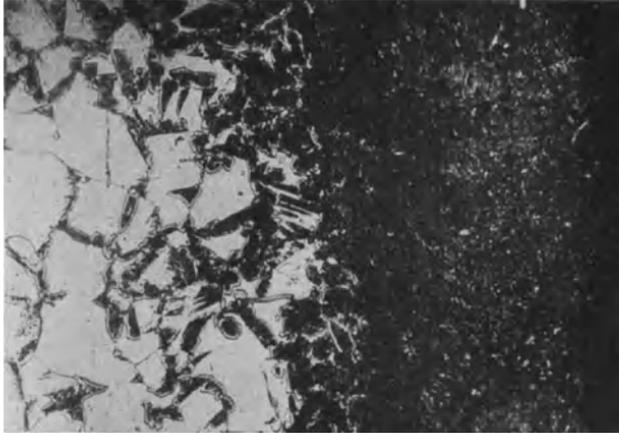


Fig. 98. Querschnitt durch Fig. 97, mikroskopisch geätzt. Täuscht eine etwa  $\frac{1}{4}$  mm tiefe Einsatzschichte vor.  $V = 150$ .

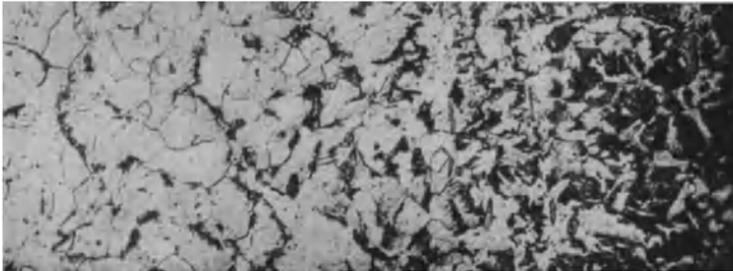


Fig. 99. Wie Fig. 98, aber ausgeglüht. Zeigt, daß die Kohlung nur etwa  $\frac{1}{15}$  mm tief eingedrungen ist.

Abnützung unbrauchbar geworden ist. Durch mikroskopische Untersuchung von Quer- und Längsschnitten konnte die Ursache rasch und sicher aufgeklärt werden. In der Fig. 98 ist der mikroskopisch geätzte Querschliff bei 150facher linearer Vergrößerung dargestellt, wobei die Einsatzzone (rechts bis zum Rand) dunkel

erscheint und scheinbar etwa  $\frac{1}{4}$  mm beträgt. Im gehärteten Zustand ist aber nicht mit Sicherheit anzugeben, wie tief die perlitische Zone reicht, und deshalb wurde der Schliff — vor

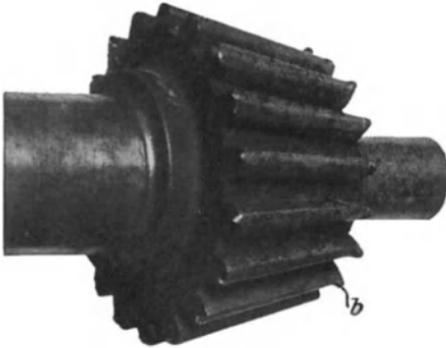


Fig. 100. Kegelzahnrad mit starker Abnutzung der Zähne.

Oxydation durch Einbettung in Eisenspäne geschützt — ausgeglüht, neuerdings geschliffen, poliert und geätzt. In der Fig. 99 sieht man, daß die härtbare Randzone nur ganz außen so weit mit Kohlenstoffangereichert worden war, daß Perlit entstanden ist. Die wirkliche Einsatztiefe ist deshalb nur etwa  $\frac{1}{15}$  mm und viel zu gering. Bei der Prüfung mit der Feile war dies nicht zu erkennen, denn selbst diese  $\frac{1}{15}$  mm dicke Martensitschichte zeigte fast Glashärte, so daß die Feile nicht angriff.

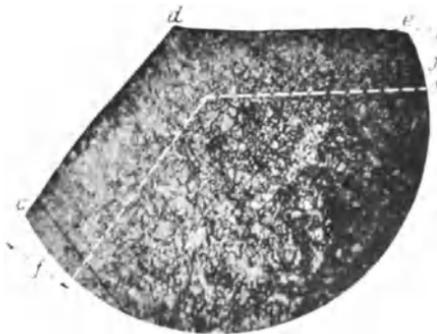


Fig. 101. Querschnitt durch einen Zahn des Rades Fig. 100, mikroskopisch geätzt.  
V = 55.

Bei dem in Fig. 100 wiedergegebenen Kegelzahnrad eines Motorwagengetriebes mit im Einsatz gehärteten Zähnen hatten sich diese während einer kurzen Betriebszeit sehr stark abgenutzt, wie man besonders deutlich an den stehengebliebenen, nicht abgenutzten Vorsprüngen auf der verjüngten Seite der Zähne, z. B. bei b,

erkennt. Es sollte die Ursache des außerordentlich starken Verschleißes festgestellt werden, wobei verlangt wurde, daß das Rad durch die Untersuchung in keiner Weise verletzt werden sollte, damit es noch weiter verwendet werden konnte. Es

wurde daher bei b nur ein vorspringender, nicht abgenutzter Teil des Zahnkopfes abgeschlagen und für die mikroskopische Untersuchung geschliffen. Das Kleingefüge dieser Probe nach dem Ätzen gibt Fig. 101; die Strecke cd' gehört der Zahnflanke, die Strecke de dem Kopfe an. Bei genauerer Betrachtung erkennt man eine hellere an der Oberfläche des Zahnes verlaufende Schicht von der Dicke f; diese weist im Gegensatz zu dem inneren Teile des Zahnes, der eine deutlich ausgeprägte Kristall-

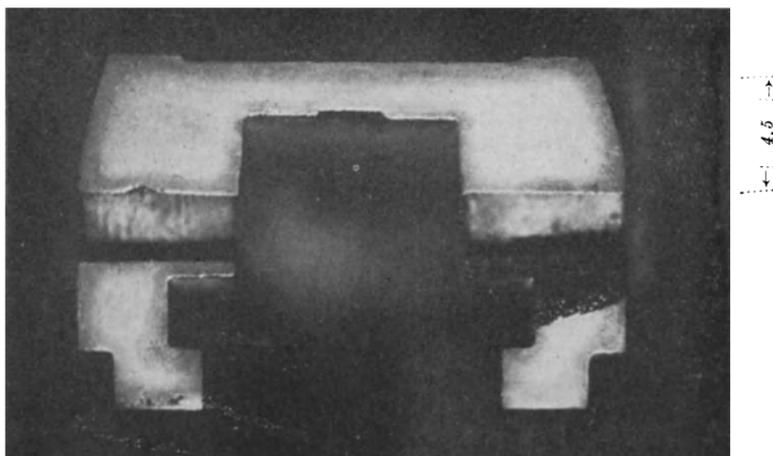


Fig. 102. Im Einsatz gehärtetes, überkohltes Flußstahlstück im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt.

bildung erkennen läßt, kein Kristallgefüge auf, sondern erscheint gleichmäßig hell. Dies ist darauf zurückzuführen, daß die angewandte Ätzdauer zwar genügt hat, das Gefüge in der weicheren Kernzone, jedoch nicht in der härteren, zementierten Randzone zum Erscheinen zu bringen; bei längerer Dauer der Ätzwirkung würde es auch hier hervorgetreten sein. Durch Messung wurde festgestellt, daß die Dicke der zementierten, unter dem Mikroskop hell und ohne Gefügeentwicklung erscheinenden Randzone im Mittel nur 0,2 mm betrug; diese zu dünn zementierte Oberflächenschicht war wahrscheinlich durch Abnutzung sehr bald entfernt, worauf dann der darunter liegende weiche Werkstoff zutage trat, der natürlich eine ganz besonders starke Abnutzung erlitt.

Daß eine zu hohe Temperatur oder zu lange Dauer der Kohlung das einzusetzende Stück völlig verderben kann, beweist die Fig. 102, die von einem Stücke stammt, das nach Angabe der Härterei „keinen Einsatz annahm“; sie zeigt deutlich zwei getrennte Zonen. Der Rand (Fig. 103) weist aber keinen Martensit, sondern größere Nester von Temperkohle auf; dies beweist, wie in Abschnitt V näher ausgeführt wird, daß sehr lange ge- glüht wurde, da sich hierbei der Zementit in Ferrit und Kohle

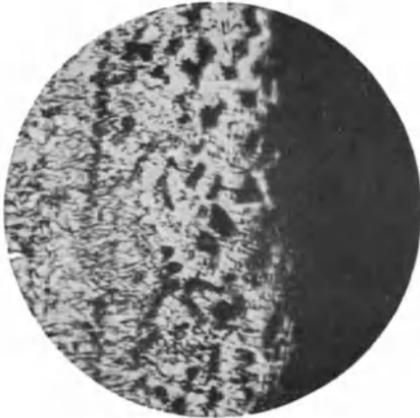


Fig. 103. Rand von Fig. 102; mikro-  
skopisch geätzt. Gefüge: Ferrit und  
Temperkohle.  $V = 75$ .



Fig. 104. Kern von Fig. 102; mikro-  
skopisch geätzt. Gefüge: Martensit.  
 $V = 450$ .

zerlegt. Andererseits besteht der Kern (Fig. 104) aus sehr deutlich erkennbarem Martensit, woraus folgt, daß sich auch im Innern der Kohlenstoff stark angereichert hatte, was gleichfalls auf zu lange Kohlung schließen läßt<sup>1)</sup>.

Die Fig. 105a und b zeigen den Querschliff durch eine bei zu hoher Temperatur eingesetzte Flußstahlprobe, wobei der Rand stark überkühlt wurde. Es tritt hier Zementit in einem sehr groben Maschenwerk auf, das bei der Salpetersäureätzung

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. Brearley-Schäfer: Die Einsatzhärtung von Eisen und Stahl 1926 und Die Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1924 und M. v. Schwarz: Bayerisches Industrie- u. Gewerbeblatt 1925, S. 1—8 und 9—13.

unangegriffen weiß bleibt, während die kochende Lösung von Natriumpikrat den Zementit schwarz färbt, wie es das rechte Teilbild deutlich erkennen läßt.

Einen ungewollten Kohlungsvorgang zeigt Fig. 106. Es handelt sich um einen in zwei Teile zerbrochenen Halter eines Gasglühlichtstrumpfes. Jener war, wie dies in der ersten Zeit der

Rand

Rand

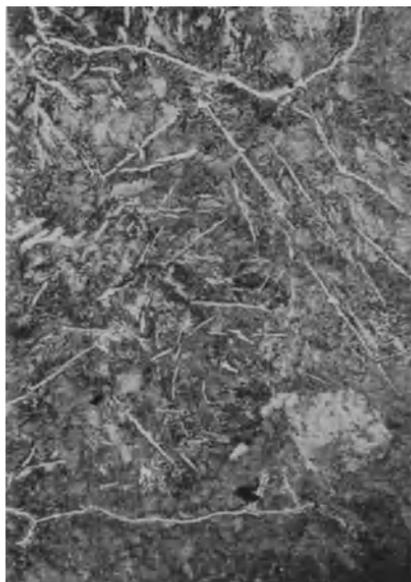


Fig. 105 a.

Fig. 105 b.

Fig. 105 a und b. Querschnitt durch eine zu stark gekohlte Flußstahlprobe mit großen Zementitkristallen in der überkohlten Randzone. Bei der Salpetersäureätzung (links) erscheint der Zementit weiß, bei der Ätzung mit Natriumpikrat (rechts) dagegen schwarz. Der Rand der Probe ist jeweils oben.

Gasglühlichtbeleuchtung teilweise üblich war, aus Eisendraht hergestellt. Während des Brennens der Flamme hatte er aus dieser so viel unverbrannten Kohlenstoff aufgenommen, daß der obere in der Flamme liegende Teil keulenförmig von einem Durchmesser von 3 mm bis auf 4,7 mm angeschwollen war. Das Gefüge des Strumpfhalters am unteren nicht gekohlten Ende (Fig. 107) besteht aus kleinen Ferrit- und aus Perlitkristall-



Fig. 106. Durch Kohlenstoffaufnahme angeschwollener Glühstrumpfhalter.

körnern, das des keulenförmig angeschwollenen Teiles (Fig. 108) dagegen nur aus Perlit und Temperkohle; außerdem sind die Kristallkörner gegenüber ihrer ursprünglichen Größe außerordentlich gewachsen. Die Linien aa in den Fig. 107 und 108 sind die Umfangslinien des kreisförmigen Querschnittes. Infolge dieser überaus großen Kohlenstoffanreicherung und der langen Glühdauer (siehe Abschnitt VI) war das keulenförmig angeschwollene Ende im Gegensatz zu dem sehr weichen und biegsamen unteren nicht gekohlten Ende so spröde geworden, daß der Strumpfhalter mit einem leichten Fingerdruck durchgebrochen werden konnte.

Neuestens hat auch die Oberflächenhärtung durch „Verstickung“, auch „Nitrierung“ genannt, bei einigen

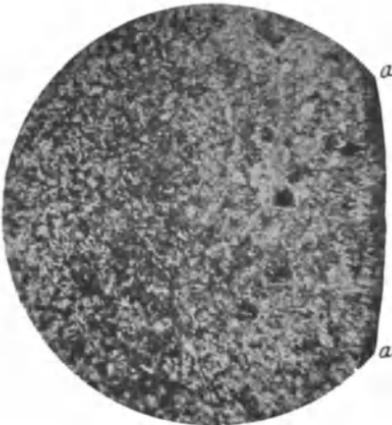


Fig. 107. Querschnitt durch das untere, nicht gekohlte Ende des Strumpfhalters; mikroskopisch geätzt. Fig. 106.  $V = 42$ .

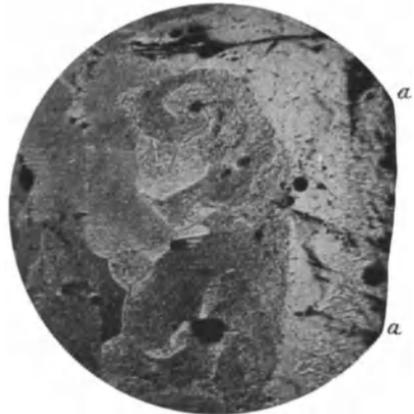


Fig. 108. Querschnitt durch das obere, gekohlte Ende des Strumpfhalters; mikroskopisch geätzt. Fig. 106.  $V = 42$ .

Sonderstählen Bedeutung erlangt, wo es darauf ankommt, sehr große Oberflächenhärte zu erzielen, ohne die Stücke über  $650^{\circ}\text{C}$  erhitzen zu müssen. Dadurch wird auch ein Verziehen der Werkstücke vermieden, so daß das Verfahren für die Oberflächenhärtung von Lehren, Skalen usw. sehr geeignet erscheint <sup>1)</sup>. Auf die Wärmebehandlung der niedrig legierten Baustähle und der höher legierten Schnellarbeitsstähle kann hier nicht eingegangen werden <sup>2)</sup>.

## V. Gußeisen.

(Die Gefügebestandteile der Eisenkohlenstofflegierungen mit mehr als 1,7% Kohlenstoff).

In den beiden vorhergehenden Abschnitten wurden die bei der Abkühlung oder Erwärmung von Eisen mit Kohlenstoffgehalten bis zu 1,7% auftretenden Gefügebestandteile und ihre praktische Verwendung besprochen. Um die bei größerem Kohlenstoffgehalt vorliegenden Verhältnisse zu erläutern, sei eine Legierung von 2,5% Kohlenstoff herausgegriffen (Vertikale tvw in Fig. 63). Bei Erreichung der Liquiduslinie im Punkte t ( $1360^{\circ}$ ) beginnt wieder die Abscheidung von Mischkristallen, deren Zusammensetzung sich aus dem Schnittpunkt u der Horizontalen mit der Soliduslinie zu 0,58% Kohlenstoff ergibt. Diese reichern sich nun mit weiter fortschreitender Abkühlung wieder an Kohlenstoff an, aber nur bis zu dem durch den Punkt E gegebenen Höchstwert von 1,7% (gesättigte Mischkristalle). Gleichzeitig nimmt, wie bei den Blei-Antimonlegierungen, der Gehalt der Schmelze längs der Kurve tC an Kohlenstoff zu bis zur Erreichung der eutektischen Zusammensetzung von 4,29% (Punkt C). Beim Überschreiten der eutektischen Horizontalen ECF im Punkte v ( $1145^{\circ}$ ) bleibt nun der mit 1,7% gesättigte Austenit erhalten, während der Rest der Schmelze als Eutektikum (aus diesem und Zementit) ausfällt; es hat zu Ehren Ledeburs, des Altmeisters der Eisenhüttenkunde, den Namen „L e d e b u r i t“ erhalten. Bei einer Legierung mit 4,29% Kohlenstoff besteht das Gefüge

<sup>1)</sup> Vgl. A. Fry: Stickstoffhärtung des Eisens. Stahl u. Eisen **42**, S. 1656. 1922; **43**, S. 1271—1279. 1923.

<sup>2)</sup> Vgl. z. B. R. Schäfer: Die Konstruktionsstähle und ihre Wärmebehandlung sowie: Die Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung und Brearley-Schäfer: a. a. O. Berlin: Julius Springer 1923 und 1925 2. Aufl.

nur aus diesem Ledeburit (Fig. 109); auch er ist, wie der Austenit (bzw. Martensit), nur bei sehr schneller Abkühlung (Abschrecken) zu erhalten und setzt sich, ähnlich wie der Perlit, aus hellen (Zementit-) und dunklen (gesättigten Austenit-) Lamellen zusammen. Bei weiterer Abkühlung tritt nach Erreichung der eutektoiden Horizontalen PSK im Punkte w bei  $721^{\circ}$  wieder der Zerfall des Austenits in Zementit und Perlit ein, so daß auch das Gefüge der Legierung mit  $2,5\%$  Kohlenstoff aus



Fig. 109\*. Eisenlegierung mit  $4,2\%$  Kohlenstoff, rasch gekühlt; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ledeburit.  
V = 400.

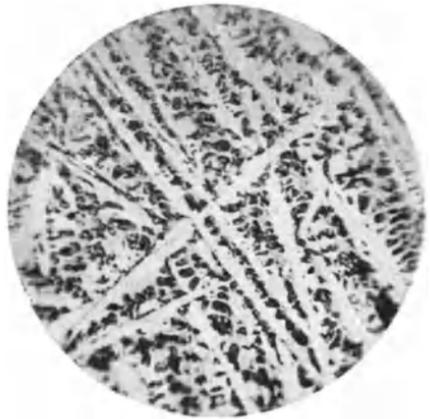


Fig. 110. Weißes Roheisen. Gefüge: Perlit und Zementit; mikroskopisch geätzt. V = 350.

Perlit und Zementit besteht (siehe Fig. 110, in welcher die helleren Zementitkristalle sich deutlich von dem dunklen Perlit abheben). Bei übereutektischen Legierungen, z. B. einer solchen mit  $4,5\%$  Kohlenstoff (Vertikale xyz), erfolgt im Punkte x' der Zustandskurve CD (bei  $1190^{\circ}$ ) die Ausscheidung von Zementit, dessen Menge mit abnehmender Temperatur wächst, während der Kohlenstoffgehalt der Schmelze längs DC wieder bis zur Erreichung der eutektischen Zusammensetzung abnimmt. Nach Unterschreiten der Temperatur y' ( $1145^{\circ}$ ) besteht also das Gefüge aus Zementit und Ledeburit, das sich nach Unterschreiten der eutektoiden Horizontalen im Punkte z wieder in Zementit und Perlit umsetzt.

Zusammenfassend können wir nun den Inhalt der einzelnen Felder des instabilen Zustandsschaubildes des Eisens, das in Fig. 63<sup>1)</sup> ausgezogen eingezeichnet ist, wie folgt, angeben:

- I. Homogene Schmelze,
- II. Mischkristalle + Schmelze,
- III. Zementit + Schmelze,
- IV. Mischkristalle (Austenit) mit Kohlenstoffgehalten bis 1,7%,
- Va. Gesättigter Austenit (mit bis zu 1,7% Kohlenstoff) und Ledeburit (Eutektikum mit 4,29% Kohlenstoff aus gesättigtem Austenit + Zementit),
- Vb. Zementit + Ledeburit,
- VI. Unmagnetisches  $\alpha$ -Eisen ( $\beta$ -Eisen) + Austenit,
- VII.  $\alpha$ -Eisen + Austenit,
- VIIIa.  $\alpha$ -Eisen (Ferrit) + Perlit (Eutektoid mit 0,9% Kohlenstoff aus Ferrit + Zementit),
- VIIIb. Zementit + Perlit.

Die angegebene Zusammensetzung des Eisens mit mehr als 1,7% Kohlenstoff aus Zementit und Perlit (bei gewöhnlicher Temperatur) beobachtet man aber nur bei verhältnismäßig schneller Abkühlung. Erfolgt diese dagegen langsam (unterhalb der Linien AC, CD und auch im Gebiete V), so bildet sich nicht der Zementit, sondern es scheidet sich reiner Kohlenstoff in Form von länglichen Graphitkristallen oder (seltener) runden Nestern ab, den man in Fig. 111 schon ohne Ätzung sieht. Es tritt hier also das stabile System auf, das im Schaubild Fig. 63 punktiert gezeichnet ist. Die Graphitkristalle liegen in einem gegen den dunklen Kohlenstoff hell erscheinenden Grunde, der sich nach der Ätzung der Hauptsache nach als aus Ferrit und Perlit bestehend erweist (siehe Fig. 112). Es ist also an die Stelle des bei schneller Abkühlung sich bildenden Zementits Ferrit und Graphit getreten, während der Perlit im wesentlichen ungeändert bleibt. Das in Fig. 111 und 112 dargestellte Gefüge ist das des grauen Gußeisens (so nach seiner Bruchfarbe benannt), wie man es also durch

<sup>1)</sup> Vgl. auch Fig. 62, S. 69, wo die Zustände und Umwandlungen eingeschrieben sind.

langsame Abkühlung und besonders durch Zusatz von Silizium erhält, da dieser die Ausscheidung des Graphits begünstigt; im Gegensatz dazu wird sie durch Mangan verringert. Bei schneller Abkühlung eines siliziumarmen (und manganreichen) Roheisens (dessen Kohlenstoffgehalt immer, wie früher berichtet, über 1,7% beträgt) erhält man dagegen das weiße Roheisen, mit dem vorher erwähnten Gefüge aus Zementit und Perlit, dessen Bruch wegen des hellen Zementits im Gegensatz

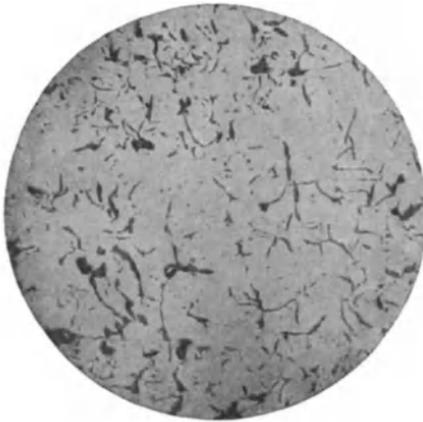


Fig. 111. Graues Gußeisen, nur poliert (ungeätzt). Schwarze Graphitadern in heller Grundmasse.  $V = 75$ .

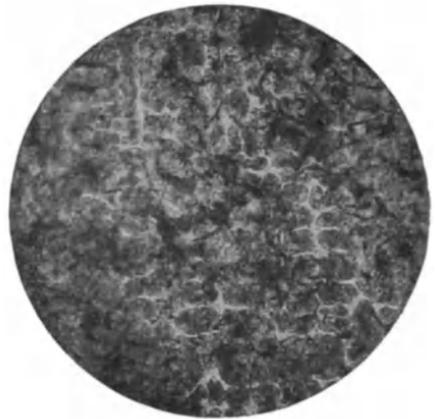


Fig. 112. Graues Gußeisen, mikroskopisch geätzt. Gefüge: Perlit und schwarze Graphitadern und weißes Phosphideutektikum.  $V = 75$ .

zu dem des grauen Gußeisens weiß erscheint. Während man früher der Ansicht war, daß aus der Schmelze immer erst eine Abscheidung von Zementit erfolgt und sich dieser erst nachher bei der langsamen Abkühlung zersetzt, haben neuere Forschungen gezeigt, daß sich der Kohlenstoff direkt aus der Schmelze abscheidet, und daß sogar das Eisen-Graphitsystem das stabilere ist, wie auch daraus hervorgeht, daß sich das weiße Gußeisen durch Glühen in graues verwandelt, da der unbeständigere Zementit bei der höheren Temperatur in die stabilere Form des Eisen-Graphitsystems übergeht. Bei diesem haben die Umwandlungspunkte eine etwas andere Lage, so daß sich damit auch die ganzen Zustandskurven etwas verschieben.

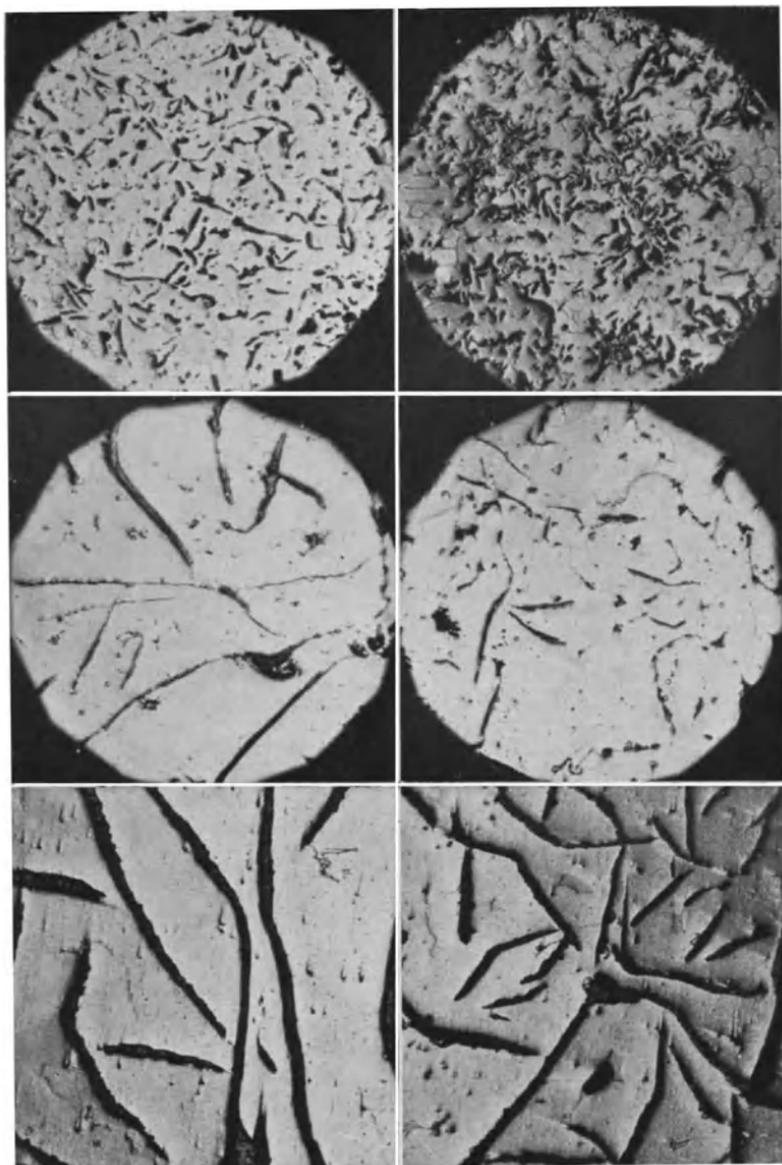
Die Zustandsfelder beim stabilen Eisengraphitschaubild, in Fig. 63 gestrichelt gezeichnet, sind:

- I. Homogene Schmelze.
- II. Mischkristalle + Schmelze.
- III. Graphit + Schmelze.
- IV. Mischkristalle (Austenit) mit Kohlenstoffgehalten bis zu 1,7<sup>0</sup>/<sub>0</sub>.
- Va. Gesättigter Austenit und Ledeburit.
- Vb. Ledeburit + Graphit.
- VI. Unmagnetisches  $\alpha$ -Eisen ( $\beta$ -Eisen) + Austenit.
- VII.  $\alpha$ -Eisen + Austenit.
- VIIIa.  $\alpha$ -Eisen + Perlit.
- VIIIb. Graphit + Perlit.

Da im Gußeisen aber immer noch etwas Phosphor vorhanden ist, der sich im Rest der Schmelze anreichert, bildet sich statt des binären Ledeburits ein ternäres Eutektikum, das sog. „Phosphideutektikum“, welches dem Ledeburit im Aussehen sehr ähnlich ist und erst bei etwa 2000facher Vergrößerung als solches zu erkennen ist.

Die Größe der Graphitkristalle kann nun sehr verschieden sein und hängt neben der chemischen Zusammensetzung des Eisens insbesondere von der Abkühlungsgeschwindigkeit des Gußstückes und daher auch von seiner Dicke ab. Fig. 113 gibt Schliffe von drei Stäben mit quadratischem Querschnitt wieder, die aus dem gleichen Gußeisen gegossen wurden; ihre Kantenlänge betrug 12, 65 und 155 mm. Die linke Bildergruppe stellt ihr Gefüge in der Stabmitte, die rechte in der Nähe der Oberflächen dar. Man erkennt sehr deutlich, wie außerordentlich stark die Größe der Graphitkristalle mit wachsendem Stabquerschnitt zunimmt, und sieht auch ferner, daß bei dem gleichen Stab die Graphitkristalle in der Mitte größer sind als in der Nähe des Randes, was sich aus der langsameren Abkühlung des Kerns erklärt.

Da der Graphit ein sehr weicher Körper ist, so wird durch große, im Eisen eingelagerte Graphitkristalle der metallische Zusammenhang des Eisens in der empfindlichsten Weise unterbrochen und damit seine Festigkeitseigenschaften sehr wesentlich herabgesetzt, und zwar um so mehr, je größer jene sind.



Gefüge der Mitte.

Gefüge des Randes.

Fig. 113\*. Nur polierte Querschnitte von Gußeisen aus derselben Pfanne, in verschiedener Dicke gegossen. Die Kantenlänge der quadratischen Probestäbe betrug: oben 12 mm, in der Mitte 65 mm und unten 155 mm.

Es werden daher Gußeisenstäbe, die aus dem gleichen Pfanninhalt gegossen wurden, unter sonst gleichen Umständen, je nach ihrer Dicke, infolge der Größe der Graphitkristalle eine ganz verschiedene Festigkeit aufweisen. Sehr deutlich geht dies aus Biegeversuchen hervor, die man in der Regel zur Ermittlung der Festigkeitseigenschaften des Gußeisens benutzt. Von einem Gußeisen mit einem Gehalt an Gesamtkohlenstoff von 3,38%, Silizium von 2,51% und Mangan von 0,81% wurden aus demselben Pfanninhalt eine Anzahl quadratischer Stäbe mit verschiedenen großen Querschnitten von 12–160 mm Kantenlänge gegossen. Die Biegezugfestigkeit der 12-mm-Stäbe war naturgemäß am größten; sie nahm nach Fig. 114 mit wachsender Kantenlänge ab, so daß sie bei dem dicksten nur noch weniger als die Hälfte der Festigkeit der Stäbe von 12 mm Kantenlänge betrug<sup>1)</sup>. Es ist daher bei der Beurteilung der Festigkeit von konstruktiven Entwürfen und Berechnungen stets die jeweilige Wandstärke der Gußstücke in Rücksicht zu ziehen. Ganz allgemein wird ein Gußeisen, welches den Kohlenstoff in feiner Verteilung enthält, viel fester sein, als ein solches mit sehr großen Graphitkristallen.

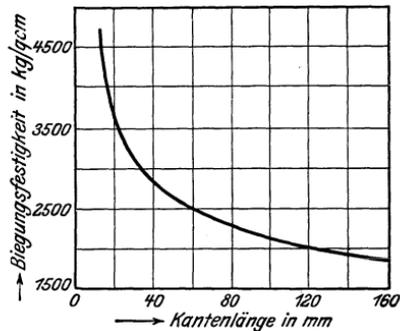


Fig. 114\*. Abhängigkeit der Biegezugfestigkeit des Gußeisens von der Dicke der Gußstücke.

Die Bauschanalysen der verschiedensten Sorten von Grauguß weisen fast alle denselben Gesamtkohlenstoffgehalt auf. Es ist deshalb wichtig, den Anteil an Graphit und an gebundenem Kohlenstoff zu ermitteln, denn dieser beeinflusst die Festigkeitseigenschaften in günstiger Weise. Natürlich ist der Bestimmung der Verunreinigungen auch entsprechende Bedeutung beizumessen, besonders Schwefel und Phosphor sollten ermittelt werden, neben Silizium und Mangan. Wie die Fig. 115a und 115b zeigen, kann man aus den geätzten Schliffen den Phosphorgehalt ziemlich

<sup>1)</sup> E. Heyn, Stahl und Eisen, **26**, 1299, 1906.

genau schätzen, denn in Fig. 115a sieht man große helle Inseln vom Phosphideutektikum bei einem gewöhnlichen Handelsguß mit etwa 1,25% Phosphorgehalt. Die Fig. 115b dagegen zeigt ein phosphorarmes Gußeisen mit nur etwa 0,10% Phosphorgehalt,



Fig. 115a. Handelsgrauguß, mikroskopisch geätzt, mit hohem Phosphorgehalt (1,25%), kenntlich an den vielen und großen hellen Inseln von Phosphideutektikum.  
V = 150.



Fig. 115b. Sehr guter Maschinengrauguß mit sehr niedrigem Phosphorgehalt (0,10%), mikroskopisch geätzt, zeigt nur Spuren von hellem Phosphideutektikum.  
V = 150.

in welchem diese hellen Inseln nahezu fehlen<sup>1)</sup>. Bei geringerer Vergrößerung und etwas stärkerer Ätzung mit alkoholischer Salpetersäurelösung treten die kennzeichnenden hellen Inseln von Phosphideutektikum besonders deutlich hervor. Aber auch sonst ist die mikroskopische Untersuchung des Gefüges der Gußeisensorten von ganz hervorragender Wichtigkeit, denn durch kein anderes Untersuchungsverfahren erhalten wir so gute Aufschlüsse über die Eigenschaften des Werkstoffes als durch das Mikroskop. Die neuesten so gewaltigen Fortschritte auf dem Gebiete der

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz: Eisenhüttenkunde. Berlin: Bd. 1. Göschen 1924.

Veredelung des Gußeisens sind hauptsächlich den metallographischen Untersuchungen zu verdanken. Die erste gewaltige Steigerung der Festigkeitseigenschaften wurde durch das „Perlitgußverfahren“ erreicht, wo mit Sicherheit ein nahezu rein perlitisches Gefüge mit verhältnismäßig feinen Graphitkristallen, auch bei den verschiedensten Querschnitten, zu erzielen ist. Die Fig. 116 zeigt sog. Perlitguß bei sehr starker Vergrößerung (1000fach linear), so daß man den lamellaren Aufbau des Perlites sehr schön erkennt. Dies ist für normale Maschinenteile das günstigste Gefüge, wobei eine Brinellhärtezahl von 180 bis 240 erreicht wird. Der Perlitguß wird durch geeignete Zusammensetzung der Schmelze, entsprechende Gießtemperatur und Abkühlung erreicht, wobei die Formen sogar stark vorgewärmt werden können. Ein anderer Weg ist der, den Kohlenstoffgehalt der Schmelze auf nur etwa 2,6 ‰ herabzudrücken (gegen etwa 3,4 ‰ im gewöhnlichen Grauguß), was durch Flammöfen oder Elektroöfen, neuestens durch Rütteln erreicht wird. Nach dem Verfahren von E. Schütz wird siliziumreicher Grauguß in Kokillen gegossen und dann einem kurzen Glühprozeß unterworfen, wodurch bisher unerreichte Festigkeitswerte (bis zu 85 kg/qmm Biegefestigkeit) zu erzielen sind. Die Glühbehandlung von Grauguß hat, da neben günstigen Gefügebeeinflussungen auch die inneren Spannungen ausgeglichen werden, große Zukunftsaussichten.

Für manche Zwecke sind keine so großen Festigkeitswerte erwünscht, z. B. für Kolbenringe. Hier soll man manchmal sogar etwas Ferrit im Gefügebild haben. Dieser ist immer rund um den Graphit gelagert, wie etwa Fig. 117 zeigt, dann folgt Perlit, und in diesem ist, als zuletzt erstarrter Anteil, das Phosphid-

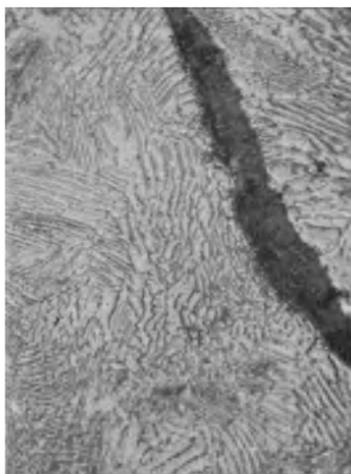


Fig. 116. Perlitguß bei 1000facher Vergrößerung, mikroskopisch geätzt.

eutektikum eingelagert. Dieses enthält hier den ganzen Phosphor (rund 0,5%) des Gusses und zeigt die kennzeichnende eingebuchtete Form, welche immer darauf schließen läßt, daß es der zuletzt aus der Schmelze ausgeschiedene Bestandteil ist, der sozusagen die Lücken ausfüllte. Bei größerem Siliziumgehalt und langsamer Abkühlung tritt die Entmischung des festen Austenites ein, der meist um Graphitkristallkeime aus der Schmelze angewachsen ist; dies findet hauptsächlich im Temperaturgebiet

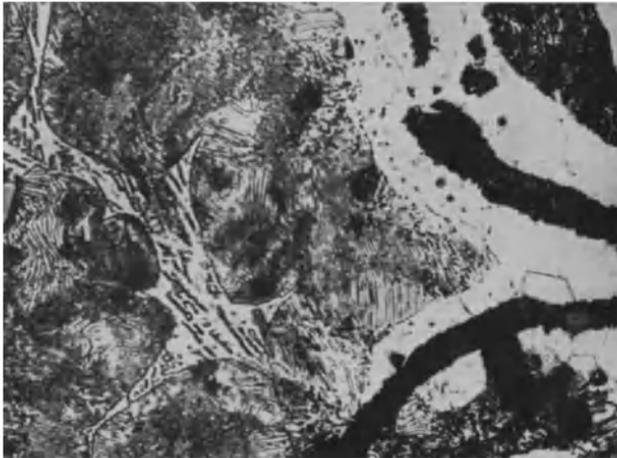


Fig. 117. Ziemlich weicher Grauguß, mikroskopisch geätzt, zeigt schwarze Graphitkristalle, die von einem Saum aus weißem, weichem Ferrit umgeben sind, dann folgt Perlit und in hellen Inseln darin ist Phosphideutektikum (im ganzen etwa 0,5% P enthaltend) eingelagert.

von 1100 bis 1000° C bei langsamer Abkühlung statt, kann aber auch durch längeres Ausglühen der Graugußstücke bei niedrigerer Temperatur, etwa 850° C, erfolgen.

Einen guten Überblick über die Gefügeausbildung des Gußeisens gibt das sog. Gußeisenschaubild, wie z. B. Fig. 118a das nach E. Maurer<sup>1)</sup> darstellt. Man sieht hier besonders deutlich den Einfluß des Siliziumgehaltes auf die Ausbildung des Gefüges. Von Greiner und Klingenstein<sup>2)</sup> wurde das Gußeisenschaubild

<sup>1)</sup> Gießerei-Ztg. 1924. Nr. 21.

<sup>2)</sup> Zeitschr. d. Ver. dtsh. Ing. 70, 388, 1926.

noch vervollkommnet, wie es die Fig. 118b zeigt. Darin sind Kohlenstoff + Silizium auf der Ordinate, die Wandstärke der Gußstücke dagegen auf der Abszisse aufgetragen, so daß man hier schon sehr viel aus dem Schaubild entnehmen kann. Die Gebiete des hochwertigen Graugusses sind mit II bezeichnet, während

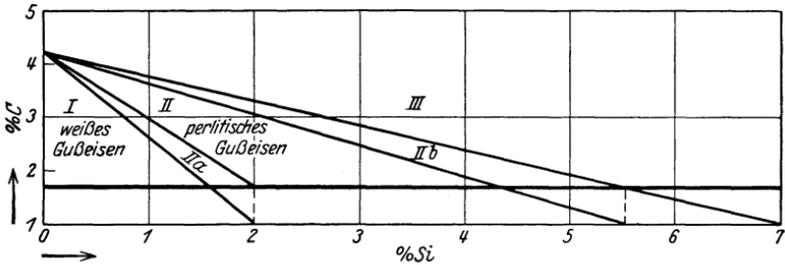


Fig. 118a. Das Gußeisen-Schaubild nach E. Maurer.

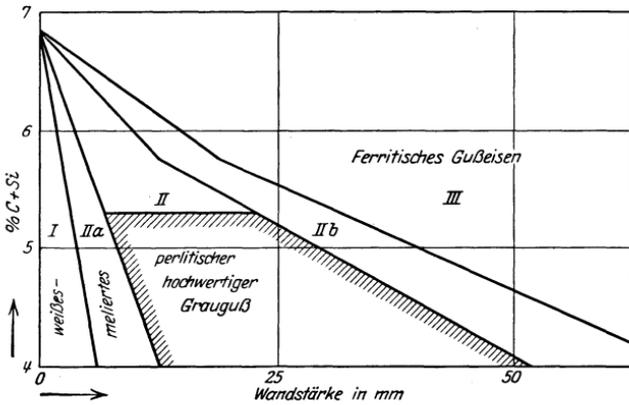


Fig. 118b. Das Gußeisen-Schaubild nach Greiner und Klingenstein.

IIa und IIb die Übergangsgefüge zu meliertem und ferritischem Grauguß anzeigen.

Beim Gießen in eiserne Kokillen wird die Außenschicht sehr rasch, die inneren Teile dagegen verhältnismäßig langsam abgekühlt. Dadurch entsteht der sogenannte Hartguß, bei welchem sich um einen weichen Kern von Grauguß eine harte und gegen Abnutzung widerstandsfähige Schale von Weißguß bildet, wie Fig. 119 an einem Ausschnitte zeigt, während die Fig. 120 und 121

das Feingefüge des Kernes und des Randes (eines anderen Stückes) wiedergeben; erstes weist deutliche Graphitkristalle G

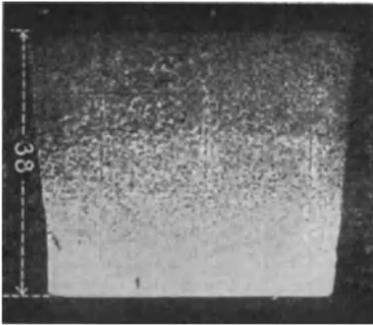


Fig. 119\*. Hartguß (Ausschnitt); mikroskopisch geätzt. Die Abschreckplatte lag unten und hier findet „Weißerstarrung“ statt.

in der Grundmasse aus Ferrit und Perlit auf, während die Randzone helle Zementitadern Z und Perlit P zeigt. In der Übergangszone treten naturgemäß diese beiden verschiedenen Gefüge nebeneinander auf (ein derartiges Gußeisen bezeichnet man auch wohl als „halbiertes“). Diese örtliche Härtung ist technisch von großer Bedeutung, denn sie erfordert nur die Anbringung von eisernen „Abschreckplatten“ an den betreffenden

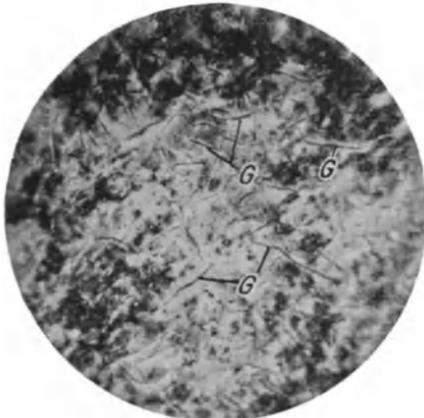


Fig. 120. Hartguß, grauer Kern; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ferrit, Perlit und Graphit. V = 52.



Fig. 121. Hartguß, weißer Rand; mikroskopisch geätzt. Gefüge: Perlit und Zementit. V = 52.

Stellen. Wagenräder mit sehr harter, mit schneidenden Werkzeugen nahezu unbearbeitbarer Lauffläche, Walzen usw. werden so hergestellt. Die nicht abgeschreckten, grau oder halbiert (meliert) erstarrten Teile sind dagegen gut zu bearbeiten.

Während des Krieges trat vielfach die eigentümliche Erscheinung auf, daß sich beim Guß ein Kern von weißem und ein Rand von grauem Gußeisen bildete (siehe Fig. 122), die man nach Osann als „umgekehrten Hartguß“ bezeichnet. Seine Entstehung ist noch nicht ganz geklärt, mit Sicherheit steht nur fest, daß er besonders beim Einschmelzen von stark verrostetem Schrott auftrat, weshalb Osann ihn mit der durch den starken Gehalt an Eisenoxydul bedingten Unterkühlung zu erklären suchte. Auch hoher Phosphorgehalt wurde dafür

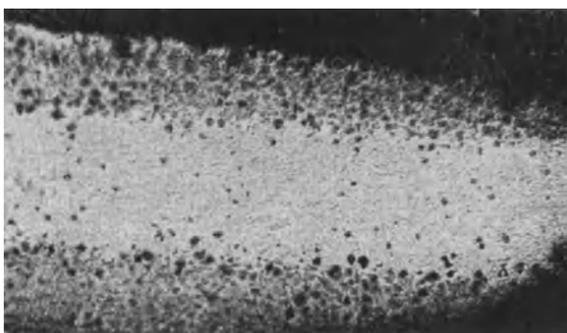


Fig. 122\*. Umgekehrter Hartguß im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.

verantwortlich gemacht, doch trat er dabei durchaus nicht immer auf, dagegen scheint ein ungewohnt hoher Schwefelgehalt (der bis zu 0,44% beobachtet wurde), namentlich bei verhältnismäßig geringem Kohlenstoff- und Mangangehalt, die Ursache zu sein<sup>1)</sup>. Schwefel wirkt nämlich ähnlich wie Mangan auf die Graphitabscheidung hindernd; da ferner das Schwefeleisen einen niedrigen Schmelzpunkt hat (950°), so reichert es sich im Kern sehr an und bewirkt hier eine starke Unterkühlung, so daß nachher die Erstarrung ziemlich plötzlich erfolgt und sich dabei das weiße Gußeisen bildet<sup>2)</sup>.

<sup>1)</sup> Dieses Schwefelelend, das in der ersten Nachkriegszeit in der Graugießerei sehr gefürchtet war und auch zu undichtem Guß Veranlassung gab, kann durch das R. Waltersche Entschwefelungsverfahren ganz beseitigt werden.

<sup>2)</sup> Frei, Gießereizeitg. 17, 109, 1920.

Im Gegensatz zu Grau-, Weiß- oder Hartguß versteht man unter Stahlguß ein im flüssigen Zustande in Formen gegossenen Flußstahl; bei Kohlenstoffgehalten unter 0,9% besteht sein Gefüge natürlich genau so, wie das des gewalzten oder geschmiedeten Flußstahls, aus Ferrit und Perlit; das Fehlen des Zementits und des Graphits unterscheidet ihn deutlich von den Gußeisensorten. Näheres über Stahlguß siehe S. 131 u. 132.

Ähnlich wie man dem Eisen durch Glühen in einer leicht kohlenstoffabgebenden Umgebung Kohlenstoff zuführen (es

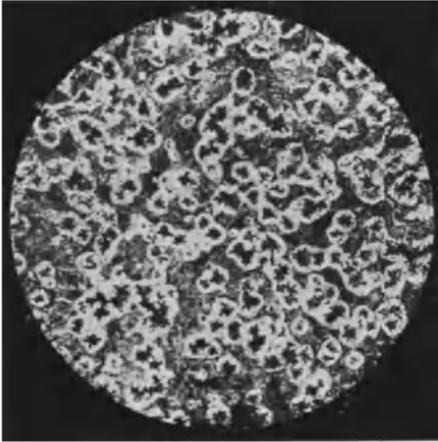


Fig. 123\*. Weißes Gußeisen, geglüht, mikroskopisch geätzt. Gefüge: Ferrit, Perlit und Temperkohle.  $V = 50$ .

zementieren) kann, gelingt es auch, durch Erhitzen in einer sauerstoffreichen Einbettung den im Eisen enthaltenen Kohlenstoff durch Oxydation zum Teil zu entfernen. Dies sogenannte Tempern geschieht dadurch, daß man die zu entkohlenden Stücke (wofür man aus später anzugebenden Gründen meist weißes Gußeisen nimmt), in Ton- oder Eisenkästen (die neuestens in vorteilhafter Weise alitiert werden) zwischen sauerstoffhaltigen Eisenerzen (Rot-

eisenstein) einpackt und etwa 24 bis 72 Stunden bei 960 bis 1000° glüht. Dadurch zersetzt sich der Zementit in Ferrit und Kohle, die hier in sehr feiner Verteilung in Form kleiner rundlicher Nester (Temperkohle) auftritt (siehe Fig. 123). Am Rande verbrennt der Kohlenstoff des Eisens vollständig, so daß hier nur Ferrit übrig bleibt; wo die Wirkung, wie nach dem Innern hin, weniger energisch war, tritt daneben auch noch Perlit auf und im Kern Temperkohle. Durch ihre Verbrennung zu Kohlenstoffdioxid bilden sich aber keine Hohlräume, sondern die Ferritkörner schließen sich zum größten Teil wieder zusammen, wobei aber die (durch die starke Volumenvermehrung bei der Abscheidung der Temperkohle

bedingte) Gefügeauflockerung nicht vollständig wieder zurückgeht<sup>1)</sup>. Im Gegensatz zu dem durch Zersetzung des Zementits entstandenen Kohlenstoff ist der Graphit des grauen Gußeisens viel schwieriger zu oxydieren, auch tritt keine so weitgehende Verschweißung ein, so daß hier größere Hohlräume zurückbleiben, welche das Eisen in mechanischer Hinsicht, wie leicht verständlich, ungünstig beeinflussen. Aus diesem Grunde stellt man den Temperguß nur selten (Amerika) aus grauem, sondern meist aus weißem Gußeisen her.

In Amerika treibt man das Tempern durch Glühen in nur schwach oxydierenden oder neutralen Glühmitteln nur soweit, daß zwar der Rand entkohlt wird, im Innern aber nur eine Zersetzung des Zementits erfolgt; man erhält dann einen Temperguß mit grauem Kern, der von einem weißen Rande umgeben ist (black heart); er verlangt ein schwefelarmes Roheisen<sup>2)</sup>. Im Gegensatz dazu verringert man in Deutschland durch längeres Glühen meist auch im Innern den Kohlenstoffgehalt auf 0,9 bis 1<sup>0</sup>/. Dadurch läßt sich der Guß, ähnlich wie Flußstahl, durch Schmieden in genügender Weise formen (wenn er auch nicht dessen Festigkeitseigenschaften erreicht), so daß man ihn im Gegensatz zu dem Temperguß richtiger als schmiedbaren Guß bezeichnet. Nach Wüst<sup>3)</sup> ist es für die Festigkeit allerdings belanglos, ob die gebildete Temperkohle durch das Glühen mehr oder minder vollständig durch die Oxydation entfernt wird. Die Dicke

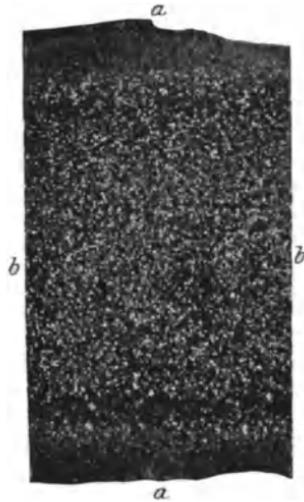


Fig. 124. Querschnitt durch Temperguß; mikroskopisch geätzt.  $V = 4$ .

<sup>1)</sup> R. Stotz, Stahl und Eisen, **36**, 501, 1916.

<sup>2)</sup> Das amerikanische Tempern geht rascher vor sich und erfordert etwa nur die Hälfte an Heizstoff, so daß es ganz wesentlich billiger und rascher durchzuführen ist. Wichtig ist, daß der Umwandlungsbereich bei der Abkühlung nur ganz langsam durchschritten wird.

<sup>3)</sup> F. Wüst, Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen, 1913, S. 178.

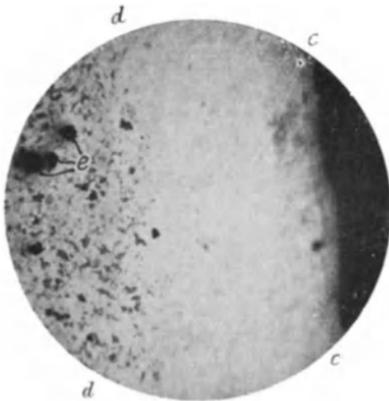


Fig. 125. Schnitt durch Temperguß; mikroskopisch geätzt. Gefüge: In der Randzone c c d d nur Ferrit.  $V = 44$ .

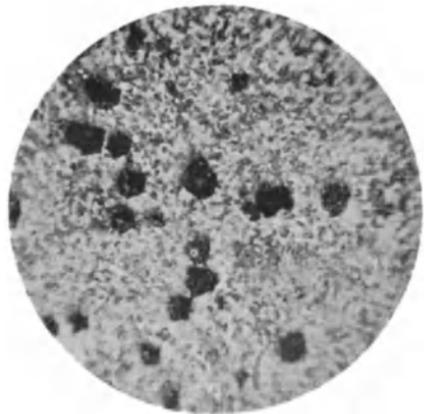


Fig. 126. Temperguß, Querschnitt; mikroskopisch geätzt. Kernzone. Gefüge: Ferrit, Perlit, Temperkohle und geringe Mengen von Zementit.  $V = 44$ .

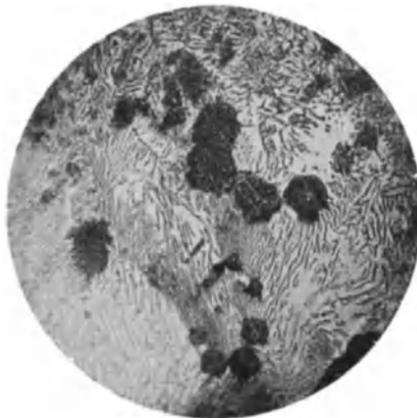


Fig. 127. Temperguß, Kernzone, wie Fig. 126, aber in stärkerer Vergrößerung, mikroskopisch geätzt.  $V = 100$ .

der vollständig entkohlten Randzone läßt sich häufig, allerdings nicht mit sehr großer Sicherheit, schon aus der Bruchfläche, einwandfrei jedoch aus dem geschliffenen und mit alkoholischer Salpetersäure geätzten Querschnitt mit bloßem Auge

erkennen, wie Fig. 124 beweist, aus der man bereits ohne Mikroskop die Dicke der beiden Ferritzonen a a schätzen kann. Deutlicher ist dies bei stärkerer Vergrößerung möglich. So zeigt Fig. 125 den Werkstoff an der Randzone eines Tempergußstückes. Zwischen der Randlinie c—c und der Linie d—d liegt die vollständig entkohlte, nur aus den hellen Ferritkristallen bestehende Randzone, während nach dem Innern zu auch noch Perlitkörner und bei e einzelne Temperkohlenester auftreten. Hier ist also

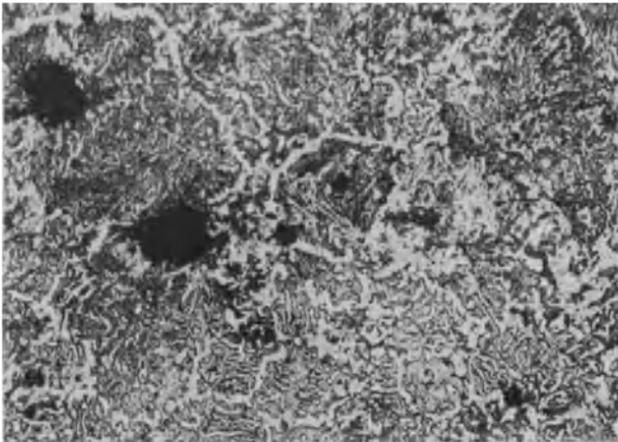


Fig. 128. Sehr spröder Temperguß im Querschnitt, mikroskopisch geätzt, zeigt neben schwarzen Temperkohlenestern und Perlit ein helles Maschenwerk von Zementit.  $V = 150$ .

die Entkohlung nicht soweit fortgeschritten, wie in der Randzone. Fig. 126 gibt in gleicher Vergrößerung das Tempergußstück in der Kernzone wieder. Man sieht, daß nach dem Innern zu der kohlenstoffhaltige Perlit, wie auch die Zahl der Temperkohlenester, die als große, dunkle, rundliche Flecken erscheinen, zugenommen hat. Fig. 127 stellt dasselbe Stück wie Fig. 126 nochmals in etwas stärkerer Vergrößerung dar, so daß man die Auflösung des Perlits in die einzelnen Lamellen erkennt. Daneben sieht man noch etwas Zementit, der bei zähem Temperguß nicht auftreten sollte. So zeigt die Fig. 128 einen Querschnitt von einem im Betriebe abgebrochenen Hebel, der sehr spröde

war und in der Innenzone ein grobes, bei der Ätzung mit Salpetersäure hell erscheinendes Maschenwerk von Zementit aufweist. Daß es sich hier um Zementit handelt, wurde durch die Ätzung mit kochender Natriumpikratlösung bewiesen, die nach Abb. 129 das Netzwerk dunkel färbt.

Fig. 130 und 131 zeigen Querschnitte durch zwei Tempergußfittings verschiedener Herkunft, wie sie für Installations-

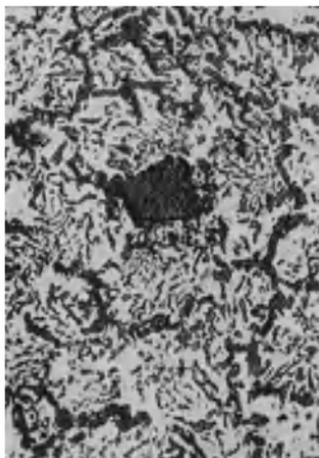


Fig. 129. Wie Fig. 128, aber mit kochender Natriumpikratlösung geätzt, die das Zementitmaschenwerk dunkel färbt.

V = 150.

zwecke Verwendung finden. Die gebogene Strecke f—f in beiden Bildern entspricht einem Gewindegang; die dunklen Felder sind wieder Perlit und die hellen Ferrit. Das Gefüge der beiden Fittings ist vollkommen verschieden, in dem einen Falle sehr fein-, in dem anderen sehr grobkörnig. Erstes ist mit Rücksicht auf die dadurch bedingte Festigkeit des Werkstoffs natürlich dem grobkörnigen Gefüge vorzuziehen. Entsprechend der verschiedenen Korngröße ist auch die Größe dereingelagerten Temperkohlenester g bei den beiden Stücken sehr verschieden.

Wie jede Wärmebehandlung des Eisens muß auch das Tempern mit dem nötigen Sachverständnis vorgenommen werden. Ist z. B. die Oxydationswirkung, wie es bei frischem Eisenerz geschehen kann, zu stark, so wird in der Randzone nicht nur der Kohlenstoff, sondern auch das Eisen oxydiert. Man erhält dann ein Tempergußstück, dessen geätzter Querschnitt (Fig. 132) sehr deutlich verschiedene Zonen aufweist. In der ersten erkennt man Einschlüsse von Eisenoxyduloxyd zwischen den Ferritkörnern; diese Schlacke hat sich namentlich zwischen den Zonen 1 und 2 als dunkle Masse angereichert; in letzter traten, wie durch Ätzen mit Natriumpikrat nachgewiesen wurde, auch freie Zementitkristalle auf, die durch Rückkohlung infolge des aus dem Innern nach dem Rande hin diffundierten Kohlenstoffs

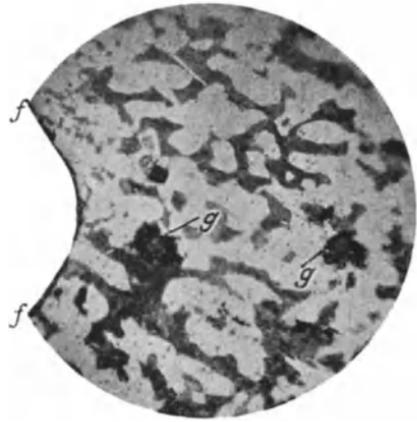
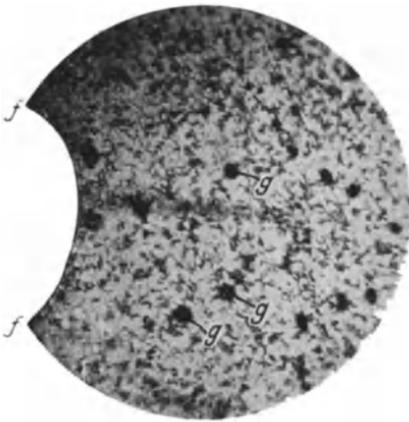


Fig. 130. Feinkörniger Tempergußfiting, im Querschnitt, mikroskopisch geätzt, mit Temperkohlenestern bei g. V = 50.

Fig. 131. Grobkörniger Tempergußfiting, im Querschnitt, mikroskopisch geätzt, mit Temperkohlenestern bei g. V = 50.

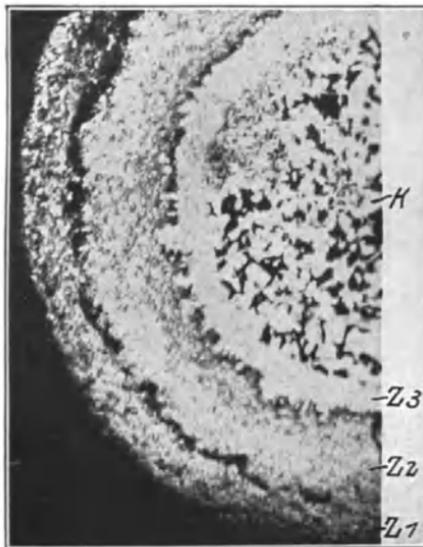


Fig. 132\*. Verdorbener Temperguß im Querschnitt, mikroskopisch geätzt. V = 15.

gebildet sind. Die Zone 3 enthält dann, wie schon aus ihrer hellen Farbe hervorgeht, reinen Ferrit, während der perlitische Teil K Temperkohle und daneben auch einige Hohlräume aufweist.

Bemerket sei, daß manchmal unter der Bezeichnung „Temperstahlguß“<sup>1)</sup> noch ein anderes Gußmaterial in den Handel kommt. Nach den Materialvorschriften der deutschen Kriegsmarine sollen Stücke aus Temperstahlguß auf Stahlcharakter getempert sein, d. h. es soll ihnen der Kohlenstoff nur so weit entzogen, bzw. an der bereits zu weit entkohlten Oberfläche von neuem durch Zementieren wieder zugeführt sein, daß die Stücke durch und durch härtbar sind. Nach den genannten Vorschriften soll Temperstahlguß eine Zerreißfestigkeit von mindestens 35 kg/qmm haben und eine Dehnung von mindestens 5<sup>0</sup>/<sub>0</sub> aufweisen, während für Martin- und Bessemer-Stahlguß eine Zerreißfestigkeit von 40 bis 55 kg/qmm und eine Dehnung von mindestens 18<sup>0</sup>/<sub>0</sub> verlangt wird. Die Zerreißfestigkeit des Gußeisens beträgt dagegen etwa nur 15–25 kg/qmm und seine Dehnung weniger als 1<sup>0</sup>/<sub>0</sub>.

Bei zu energischer Oxydation beim Tempern tritt die sog. „Weiche Haut“ (fast reiner Ferrit) auf, die beim Bearbeiten mit schneidenden Werkzeugen sehr stark „schmiert“. Außerdem sind die „harten“ Stellen“ darin gefürchtet, die Eisenoxyduloxyd enthalten und die Schneiden der Bearbeitungswerkzeuge stark abnützen, wenn dadurch die Bearbeitung nicht ganz unmöglich wird.

## VI. Die Gefügebeeinflussung der Eisenkohlenstofflegierungen durch Wärmebehandlung.

Aus dem Zustandsschaubild der Eisenkohlenstofflegierungen, wie es Fig. 62 und 63 zeigen, kann man zwar ohne weiteres die bei den einzelnen Temperaturen auftretenden Gefügebestandteile und damit auch die Art der Abkühlung, welche sie erlitten haben (langsame oder Abschrecken), sowie auch den Grad eines etwaigen Anlassens erkennen, es sagt aber nichts darüber aus, wie sich die einzelnen Gefügebestandteile anordnen, also über die Struktur der Eisenkohlenstofflegierungen. Wir haben schon früher gesehen, daß sich z. B. der Zementit sowohl in

<sup>1)</sup> Die Normung wird hier wohl auch bald einheitlich gültige Bezeichnungen schaffen.

langgestreckten Kristallen (Fig. 69), welche den Perlit wie ein Netz umgeben, als auch in kleinen rundlichen Inseln (Fig. 70) anordnen kann, die gleichmäßig in ihm verteilt sind. Die Struktur ist nun auch, worauf wohl zuerst Belajew<sup>1)</sup> hingewiesen hat, durch die Art der Abkühlung in den einzelnen Zustandsfeldern bedingt. Im Gebiete II der gleichzeitigen Existenz von Mischkristallen und Schmelze scheiden sich, wie früher erörtert, zunächst Mischkristalle von geringerem Kohlenstoffgehalt wie die Schmelze ab. Mit sinkender Temperatur setzten sich nun an ihren Begrenzungen immer kohlenstoffreichere Zonen an, wobei die Oktaeder-Kristalle vorzugsweise in ihrer Achsenrichtung wachsen und dabei tannenbaumähnliche Dendriten bilden, die sich aber nur in Hohlräumen frei ausbilden können (wie Fig. 133 einen solchen in dem Lunker eines Gußstückes zeigt), während sie für gewöhnlich zu einer festen Masse zusammenwachsen. Bei größeren Gußblöcken können sie beträchtliche Ausdehnung erreichen, da in deren Innern die Abkühlung nur langsam vor sich geht.

Erfolgt nun die Abkühlung innerhalb des Zustandsfeldes IV verhältnismäßig rasch, so hat der Kohlenstoff nicht Zeit, sich durch den ganzen Mischkristall auszugleichen. Nach dem Überschreiten der Zustandskurve GS wird sich deshalb der Ferrit hauptsächlich auf den Kristallskelettachsen (als der kohlenstoffärmsten Stelle), der Zementit dagegen zwischen den Kristallen ausscheiden. Bei dieser zweiten (sekundären) Kristallisation entsteht somit ein Abbild der aus der Schmelze erfolgten primären, nur mit dem Unterschiede, daß jetzt infolge der verschiedenen Färbung der beiden Bestandteile der Kristallaufbau sichtbar wird, wie es Fig. 110 und im größeren Maßstabe Fig. 134 beweisen. Man bezeichnet diese Struktur als die der „großen Kristalle“ oder auch wohl als Tannenbaumstruktur; sie weist immer darauf hin, daß das Eisen keine mechanische Bearbeitung erlitten hat,



Fig. 133\*. Hohlstelle (Saugstelle) in Gußeisen mit bäumchenförmigem Kristall.

<sup>1)</sup> N. T. Belajew, Stahl und Eisen, 32, 1272, 1912.

da andernfalls dadurch das Kristallgefüge zerstört worden wäre. Die Richtung der Kristalle folgt im allgemeinen den Wärmeflußlinien; sie stehen somit senkrecht zu den Abkühlungsflächen<sup>1)</sup>, eine Erscheinung, welche man „Transkristallisation“ nennt<sup>2)</sup>.

Zeigt nun ein Gußstück eine scharfe Ecke, so können in der Winkelhalbierenden die Enden der durch die Transkristallisation gebildeten langstängeligen Kristalle zusammentreffen (Fig. 136 und 137), wodurch eine Linie (Fläche) geringsten Widerstandes

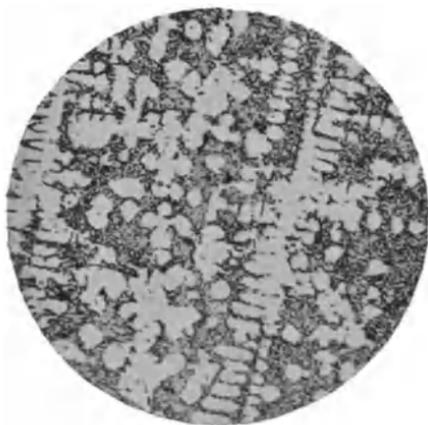


Fig. 134. Tannenbaumstruktur in grauem Gußeisen, mikroskopisch geätzt. V = 75.



Fig. 135. Zellen- oder Netzstruktur in weichem Flußstahl, mikroskopisch geätzt. V = 75.

entsteht, so daß hier leicht ein Bruch eintreten kann. Bei der Formgebung werden deshalb alle scharfen Ecken und Kanten, sowie unvermittelte, starke Querschnittsübergänge bei allen Gußstücken zu vermeiden sein; natürlich muß bei der Formgebung auch den Anforderungen an das Guß- und Formverfahren, die Schwindung und Lunkerbildung entsprechend Rechnung getragen werden, worauf hier aber nur verwiesen werden kann.

Das sog. Primärgefüge nach der Erstarrung des Flußstahles kann mit dem Oberhofferschen Ätzmittel<sup>3)</sup> vorteilhaft geätzt

<sup>1)</sup> J. Czochralski, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. **61**, 345, 1917.

<sup>2)</sup> Vgl. M. v. Schwarz: Intern. Zeitschr. f. Metallographie **7**, H. 2. 1915 und Metallphysik. Leipzig 1925. S. 14.

<sup>3)</sup> Stahl und Eisen 1916. S. 798 und 1920. S. 705.

werden, wobei besonders Phosphorseigerungen in den Mischkristallen oder auch die sog. Gasblasenseigerung sichtbar gemacht werden <sup>1)</sup>).

Erfolgt im Gegensatz zu dem Vorhergehenden die Abkühlung im Zustandsfelde IV langsam, so verteilt sich der Kohlenstoff



Fig. 136\*. Das Wachstum der Kristalle in Gußblöcken. (Nach C. H. Desch.)

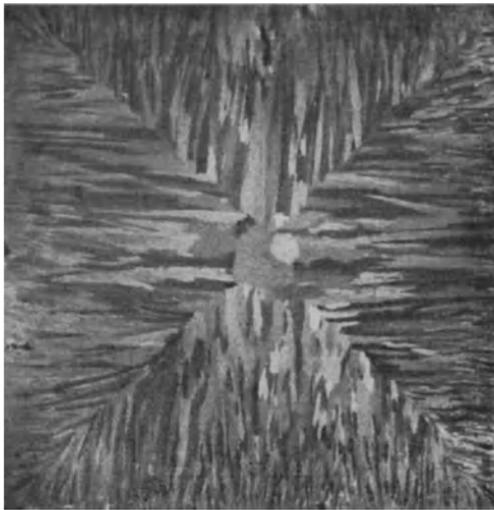


Fig. 137\*. Geätzter Schnitt durch einen Chromstahlblock mit stark ausgeprägter Transkristallisation. (Nach Brearley-Rapatz.)

gleichmäßig in den Kristallen; der dann auftretende Gefügebau hängt aber noch von der Abkühlungsgeschwindigkeit unterhalb der Zustandslinien GS und SE ab. Erfolgt sie zwischen

<sup>1)</sup> Siehe P. Oberhoffer: Das Technische Eisen a. a. O. S. 411, 426 und 481. Berlin: Verlag Julius Springer.

$Ar_3$  und  $Ar_1$  im Verhältnis zur Korngröße langsam, so scheiden sich der Ferrit, bzw. bei übereutektoiden Stählen der Zementit, an den Korngrenzen ab, wie in Fig. 135 und 69, und man erhält die Zellen- oder Netzstruktur. Ist die Abkühlung dagegen rascher, so haben der Ferrit und der Zementit nicht Zeit genug, vollständig an die Kristallkorngrenzen zu wandern und die Abscheidung erfolgt zum Teil auch im Innern der Oktaeder, parallel zu ihren Kanten; im Schliff erscheinen sie dann in Gestalt von sich etwa dreieckförmig schneidenden Linien, wie in

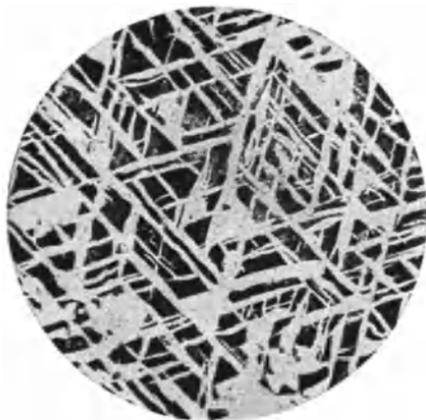


Fig. 138\*. Widmannstättensche Struktur in Stahlguß, mikroskopisch geätzt.  $V = 46$ .



Fig. 139\*. Stahlguß (wie Fig. 138), richtig ausgeglüht, zeigt Kornstruktur; mikroskopisch geätzt.  $V = 46$ .

Fig. 138. Es ist dies die nach ihrem Entdecker benannte Widmannstättensche Struktur, die dieser zuerst auf Meteoreisen beobachtete (im gewissen Sinne zeigt sie auch der Martensit). Sie entsteht ferner auch bei längerem Glühen in dem Zustandsfelde IV und darauf folgender schneller Abkühlung zwischen  $Ar_3$  und  $Ar_1$ , Bedingungen, die vor allen bei im Gesenk geschmiedeten Stücken vorliegen, so daß sie bei diesen in der Regel auftritt<sup>1)</sup>. Die Ferrit- und Zementitflächen wirken hierbei gewissermaßen als Spaltflächen, so daß ein Eisen mit dieser Struktur, namentlich

<sup>1)</sup> A. Portevin und V. Bernard, Rev. de Mét. 1912, S. 544; siehe auch Stahl und Eisen, 32, 1275, 1912.

bei Stoß- und Schlagbeanspruchungen, zum Bruch neigt. Deshalb hatte auch die russische Regierung für ihr Artilleriematerial vorgeschrieben, daß dies keine Widmannstättensche Struktur zeigen dürfte. Häufig ist auch hierauf das Zubruchgehen von Stahlgußwalzen zurückzuführen <sup>1)</sup> (von einer solchen mit etwa 0,25 bis 0,35% Kohlenstoff stammt die Fig. 138). Durch Ausglühen oberhalb A<sub>3</sub> und entsprechend langsame Abkühlung läßt sich diese Struktur wieder beseitigen, wie aus Fig. 139 zu ersehen ist, welche das Gefüge derselben Walze nach

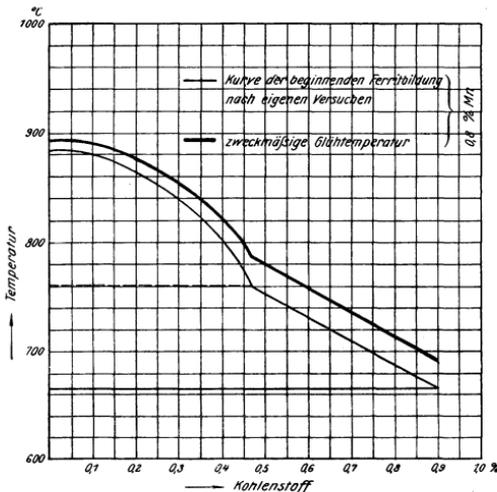


Fig. 140\*. Die zweckmäßigen Glühtemperaturen von Stahlguß in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (nach P. Oberhoffer).

Ausglühen bei 800° zeigt; sehr gut wirkt auch gleichzeitige mechanische Bearbeitung hierauf ein. Hier ist eine gleichmäßige Verteilung des Ferrits und Perlits und zugleich eine Kornverfeinerung eingetreten, wodurch der Werkstoff wesentlich widerstandsfähiger geworden ist. Diese „Kornstruktur“ ist also für einen guten Stahlguß kennzeichnend, da diese gegenüber einem solchen mit der Widmannstättenschen Struktur eine größere Festigkeit, Dehnung, Querschnittsverminderung und auch Kerbzähigkeit aufweist, die dadurch bis auf das 10fache wachsen

<sup>1)</sup> K. Meerbach, Stahl und Eisen, 40, 141, 1920.

kann. Dabei macht sich eine Verbesserung des Werkstoffs schon von  $760^{\circ}$  an bemerkbar, wobei zwar schon eine Verfeinerung des Gefüges auftritt, die einzelnen Gefügebestandteile sich aber noch mit Vorliebe nach den Spaltflächen anordnen, während die Gußstruktur (bei 0,2 bis 0,3% Kohlenstoff) erst bei  $850^{\circ}$  verschwindet<sup>1)</sup>. Mit wachsendem Kohlenstoffgehalt nehmen diese Temperaturen entsprechend dem Verlaufe von GS (Fig. 63) ab. Noch zweckmäßiger entnimmt man die richtigen Glühtemperaturen für Stahlguß aus dem Schaubild Fig. 140<sup>2)</sup>, wo man den

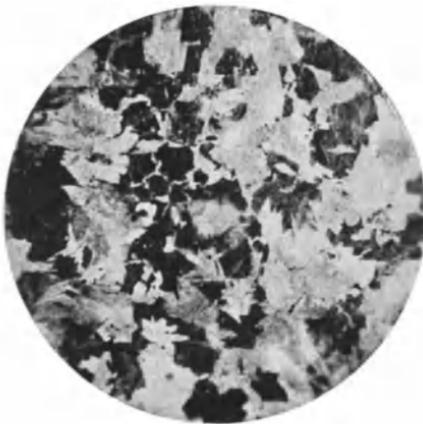


Fig. 141. Feinkörniger Stahlguß, mikroskopisch geätzt.  $V = 56$ .

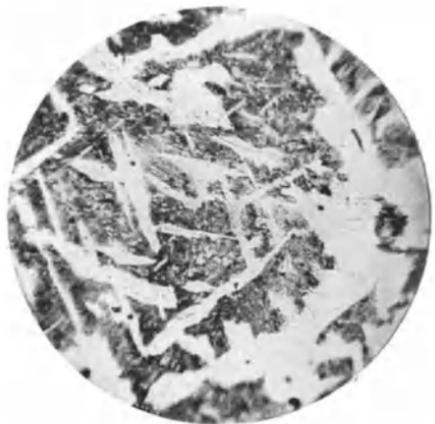


Fig. 142. Grobkörniger Stahlguß, mikroskopisch geätzt.  $V = 56$ .

Zusammenhang der Glühtemperatur mit dem Kohlenstoffgehalt erkennt.

Fig. 141 und 142 zeigen die Gefüge von zwei Stahlgußsorten, die eine Firma für einen bestimmten Zweck als Angebote von zwei verschiedenen Werken erhielt. Die das Angebot einfordernde Firma hatte die Untersuchung beider Stahlgußsorten durch Zerreißprobe beantragt. diese Versuche ergaben folgende Werte:

<sup>1)</sup> P. Oberhoffer, Stahl und Eisen, **32**, 889, 1912; **33**, 891, 1913; **5**, 93, 212, 1915.

<sup>2)</sup> Nach P. Oberhoffer: Das Technische Eisen. S. 346. Berlin: Julius Springer 1925.

Stahlgußsorte	Zerreißfestigkeit kg/qcm	Dehnung %	Querschnitts- verminderung %	Gütezeiffer (=Zerreißfestigkeit mal Dehnung)
Feinkörnig Fig. 141	5110	19,9	26	102 000
Grobkörnig Fig. 142	5100	9,8	9	50 000

Während also die Zerreißfestigkeit beider Stahlgußsorten annähernd gleiche Werte besaß, war die Dehnung des feinkörnigen etwa doppelt so groß, wie die des grobkörnigen Stahlgusses.

Das Produkt aus der Zerreißfestigkeit und der Dehnung ist die sogenannte Gütezeiffer und entspricht angenähert dem Formänderungsvermögen des Werkstoffs. Je größer dieses bis zum Eintritt des Bruches ist, um so zäher und widerstandsfähiger ist der Werkstoff, insbesondere gegenüber statischen Beanspruchungen. Der feinkörnige Stahlguß ist daher nach den ermittelten Festigkeitswerten gegenüber derartigen Beanspruchungen etwa doppelt so widerstandsfähig wie der grobkörnige. Hätte man sich mit einem weniger eingehenden Vergleich der beiden Stahlgußsorten ohne zahlenmäßige Festlegung der Festigkeitseigenschaften begnügt, so hätte die mikroskopische Untersuchung in einfacherer, billigerer und schnellerer Weise den grobkörnigen Stahl gegenüber dem feinkörnigen als geringwertiger gezeigt.

Wie aus diesen Ausführungen hervorgeht, hängt die Größe der einzelnen Kristallkörner von der Glüh Temperatur ab; von wesentlichem Einfluß ist auch die Glühdauer. Das ist leicht erklärlich, da nach G. Tammann das Kristallwachstum einmal bedingt ist durch die Geschwindigkeit, mit welcher sich die Kristallkerne bilden, zum zweiten aber auch durch ihre Wachstumsgeschwindigkeit. Diese steigt nun zunächst mit wachsender Temperatur an; durch längeres Glühen bei höherer Temperatur oder sehr langsames Abkühlen von dieser wird man also ein wesentlich gröberes Korn erhalten. Dies erkennt man sehr deutlich durch den Vergleich der Fig. 143 und 144, von denen die erstere das Gefüge eines normal behandelten kohlenstoffarmen Flußstahles, Fig. 144 dagegen das desselben Stückes nach 36stündigem Glühen in einem Hempelschen Glühofen zeigt. Noch stärker sind die Kristalle bei einem Stücke gewachsen, das aus einer Kohlensäureflasche stammt (Fig. 145, normales Gefüge), bei welchem nach ebenfalls 36stündigem Erhitzen die Kristalle

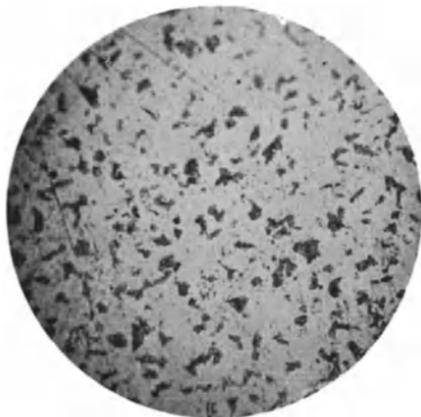


Fig. 143. Flußstahlquerschnitt, makroskopisch geätzt.  $V = 65$ .

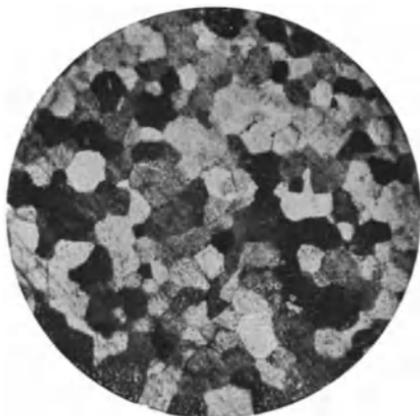


Fig. 144. Der gleiche Flußstahl wie Fig. 143 nach 36stündigem Glühen, makroskopisch geätzt.  $V = 65$ .



Fig. 145. Flußstahlquerschnitt, makroskopisch geätzt.  $V = 67$ .



Fig. 146. Der gleiche Flußstahl wie Fig. 145, nach 36 stündigem Glühen, makroskopisch geätzt.  $V = 67$ .

so stark — teilweise bis zu etwa  $\frac{1}{2}$  mm Größe — gewachsen sind (siehe Fig. 146), daß man sie nach dem Ätzen<sup>1)</sup> schon deutlich mit dem bloßen Auge erkennen konnte. Da es sich bei den eben genannten Probestücken um den gleichen Erwärmungsgrad und die gleiche Erwärmungsdauer handelte, so ersieht man, daß das Wachstum des Kristalles nicht allein von der Temperatur und der Dauer der Erwärmung, sondern auch noch von anderen Umständen, z. B. der chemischen Zusammensetzung und vor allem von der Größe einer etwa erfolgten Kaltbearbeitung abhängt.

Die Tatsache des Wachsens der Kristalle infolge von Erhitzung kann zur Aufdeckung von Bruchursachen dienen. Findet

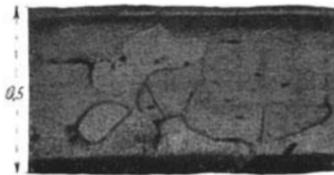


Fig. 147. Grobkörniges Transformatorblech im Querschnitt, makroskopisch geätzt.

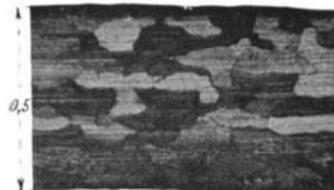


Fig. 148. Feinkörniges Transformatorblech im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

man z. B. in der Nähe der Bruchstelle wesentlich größere Kristalle als an anderen von der Bruchstelle entfernten Orten, von denen man sicher weiß, daß sie keiner Erwärmung ausgesetzt waren, so wird man auf eine örtliche Erwärmung der Bruchstelle schließen müssen, wie sie z. B. bei Kesselzerknall infolge von Wassermangel, bei Achsenbrüchen infolge von Warmlaufen erfolgen kann. Die Fig. 147 und 148 zeigen als Beispiele zwei Bleche für elektrische Transformatoren, die bei sonst gleicher chemischer Zusammensetzung sich hinsichtlich ihrer Hysteresis und Wirbelstromverluste sehr verschieden verhielten, indem das eine Blech sehr schnell alterte, das andere nicht. Eine Erklärung

<sup>1)</sup> Die Ätzung dieser vier Schlitze (Fig. 143—146) erfolgte makroskopisch nach E. Heyn mit wässriger Kupferammoniumchloridlösung, wodurch die Ferritkristallkörner sehr stark aufgeraut werden, so daß hier bei diesen Mikroaufnahmen das Gefüge ganz wesentlich anders aussieht als nach mikroskopischer Ätzung.

dafür bietet das sehr verschiedene Gefüge der beiden Proben, das auf die unterschiedliche Art ihrer Wärmebehandlung zurückzuführen ist<sup>1)</sup>.

Das Wachstum der Ferritkristalle setzt häufig schon bei etwa 650° ein. Bleibt die Temperatur unter 850°, so braucht mit der Kornvergrößerung nicht immer eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften verbunden zu sein<sup>2)</sup>. Festigkeit und Dehnung werden dann wenig geändert, ja die Kerbzähigkeit nimmt unter Umständen sogar zu, und zwar rührt dies von einer Entkohlung des Randes her. So stellt Fig. 149 den Querschnitt einer geglühten Flachstahlstange dar, bei welcher der Kohlenstoff (wie beim Temperguß) am Rande (in der Figur oben) vollständig verbrannt ist, so daß hier nur der weiche, zähe Ferrit auftritt; es folgt dann eine, zwar auch noch kohlenstoffarme, aber wesentlich feinkörnigere Zone, die gleichfalls zur Erhöhung der Kerbzähigkeit beiträgt, und dann erst das normale Gefüge aus fast reinem Perlit, woraus man ersieht, daß es sich um einen Flußstahl mit etwas weniger als 0,9% Kohlenstoff gehandelt hat.

Im vorstehenden ist lediglich von einem Erhitzen des Stahles gesprochen worden, wobei stillschweigend vorausgesetzt wurde, daß dieses Erhitzen nicht bis auf übermäßig hohe Temperaturen erfolgte. Erhitzt man jedoch kohlenstoffarmen Flußstahl genügend lange auf hohe Temperatur, und zwar nach E. Heyn auf Temperaturen oberhalb 1000° C, so wird er außerordentlich spröde, man bezeichnet ihn als „überhitzt“. Immerhin ist dabei nach Heyn und Bauer bei 1100° noch eine Glühdauer von 9 Stunden, selbst bei 1200° von 7½ Stunden nötig. Die erreichte Sprödigkeit ist um so größer, auf je höhere

---

<sup>1)</sup> Gute Transformatorenbleche werden mit 3—4% Siliziumgehalt hergestellt. Aluminiumzusatz wirkt ähnlich günstig auf die Hystereseverluste ein, ist aber weniger gebräuchlich. Vergl. auch G. Eichberg und W. Oertel: „Über den Einfluß der Behandlung des Transformatoreneisens auf seine Wattverluste“. Stahl und Eisen, 47 (1927), 262 und Werkstoffausschuß, Bericht Nr. 87.

<sup>2)</sup> Auf das so gefährliche starke Kornwachstum bei weichem Flußstahl, das bei solchen niedrigen Glühtemperaturen (unter dem oberen Umwandlungspunkt) nach Kaltbearbeitung auftritt, wird besonders im Abschnitt VII hingewiesen werden.

Temperatur die Erhitzung erfolgte und je länger sie dauerte. Der überhitzte Stahl bricht durch einen Hammerschlag, namentlich in gekerbtem Zustande, wie Glas; seine Bruchfläche zeigt im allgemeinen das grobkörnige Gefüge eines Trennungsbruches, der entweder den Korngrenzen oder den Spaltflächen der Kristallkörner folgt, doch hängt die Größe des Bruchkornes auch wesentlich von der Art, wie der Bruch erzeugt wurde, ab. Es ist daher ein grobes Bruchkorn weder ein sicheres Kennzeichen für überhitztes Eisen, noch ein feines Bruchkorn ein bestimmter Beweis dafür, daß das Eisen nicht überhitzt worden ist; dieses kann nämlich auftreten, wenn die Abkühlung aus dem überhitzten Zustande sehr schnell erfolgt. Die durch die Überhitzung erzeugte Sprödigkeit des Eisens läßt sich durch die üblichen Zerreißversuche oder durch Biegeversuche mit allmählich gesteigerter Belastung nicht feststellen, dagegen sehr wohl durch Versuche mit stoßweise wirkender Belastung, besonders durch die Kerbschlag- oder Kerbiegeprobe.

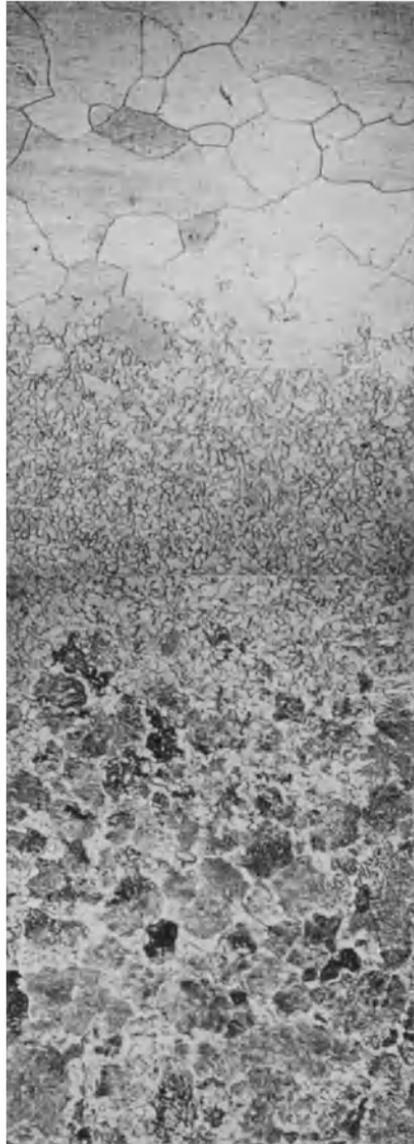


Fig. 149. Flachstahl mit 0,85% Kohlenstoff im Querschnitt; beim Glühen am Rande entkohlt, mikroskopisch gezt.  
V = 75.

Durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Ausglühen bei  $900^{\circ 1)}$  läßt sich der überhitzte Flußstahl regenerieren; er wird dabei wieder feinkörnig und gleichmäßig, auch geht die Sprödigkeit wieder vollständig zurück. Ebenso läßt er sich durch mechanische Bearbeitung bei der Abkühlung von der Überhitzungstemperatur aus wieder verbessern, da hierdurch ein Zerfall der großen Kristallkörner erfolgt. Sehr schön geht dies aus einer Untersuchung an einem Flußstahl für Niete von  $0,23\%$  Kohlenstoff hervor<sup>2)</sup>. Während beim normalen gewalzten Werkstoff 7100 Körner 1 qmm einnahmen, sank diese Zahl nach 10 Minuten Erhitzen bei  $1150^{\circ}$  auf 3200 und nach 2 Minuten bei  $1400^{\circ}$  auf 168. Durch „Regenerierung“ (15 Minuten langes Glühen des überhitzten Flußstahls bei  $900^{\circ}$ ) stieg dagegen jene Zahl auf 17 500, es war also hier eine wesentliche Kornverfeinerung eingetreten. Ebenso stieg die Kornzahl/qmm durch Ausschmieden des überhitzten Stahls erheblich (auf 12 400/qmm). Das bedeutet, daß unter Umständen das Gefüge in dem bearbeiteten Nietkopf und dem nicht bearbeiteten Schaft sehr verschieden sein kann. Daneben zeigte der überhitzte Stahl beim gewöhnlichen Zerreiversuch sogar eine größere Streckgrenze (49,5 kg/qmm) und Festigkeit (50,0 kg/qmm) als der normale oder der regenerierte Werkstoff, bei welchem diese Werte 32 bzw. 46 kg/qmm betragen; dabei war seine Dehnung aber von 32 auf  $4\%$  gesunken; auch diese stieg indessen nach dem Regenerieren wieder an, und zwar auf  $18\%$ .

Nach E. Heyn und O. Bauer dienen zur Feststellung der Überhitzung folgende Kennzeichen:

a) große Sprödigkeit (z. B. durch die Kerbschlag- oder Kerbbiegeprobe nachweisbar);

b) eine wesentliche Abnahme der Sprödigkeit tritt durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Glühen bei  $850^{\circ}$  C nicht ein, wohl aber bei  $900^{\circ}$  oder aber, wenn das Glühen sehr lange Zeit bei Temperaturen über  $700^{\circ}$  C und unter  $900^{\circ}$  C erfolgt.

<sup>1)</sup> Die Ausglühtemperatur muß knapp über der oberen Umwandlungstemperatur liegen und ist deshalb vom Kohlenstoffgehalt abhängig, wie Fig. 140 zeigte. Bei unlegierten Stählen kann man die richtige Glühtemperatur nach Kenntnis des Kohlenstoffgehaltes angeben, bei legierten Stählen dagegen muß die Umwandlungstemperatur ermittelt werden. Vgl. Abschnitt C. Anhang.

<sup>2)</sup> S. H. Graf, Engineering, 1919 S. 280; siehe Stahl und Eisen, 39, 812, 1919.

Die unter a) und b) genannten Eigenschaften genügen zur Feststellung der Überhitzung. Als weitere, aber nicht allein für sich maßgebende Kennzeichen können hierbei noch hinzukommen:

c) grobes Bruchgefüge (bei Beurteilung mit dem unbewaffneten Auge),

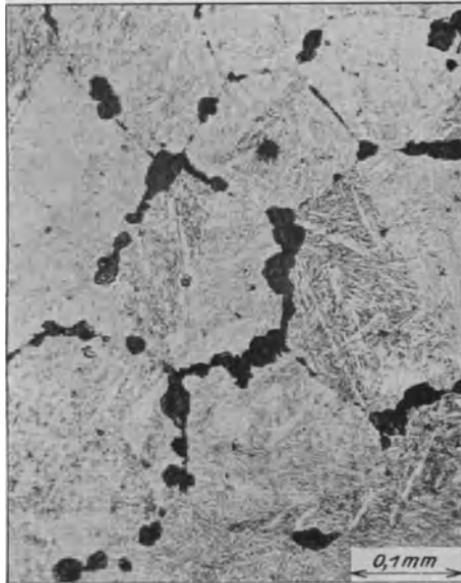


Fig. 150\*. Werkzeugstahl verbrannt, im Querschnitt, mikroskopisch geätzt; zeigt zwischen den Korngrenzen dunkles Eisenoxyduloxyd.  $V = 150$ .

d) grobkörniges Kleingefüge (bei der Untersuchung mit dem Mikroskop).

Treibt man die Erhitzung des kohlenstoffarmen Flußstahles noch weiter, als vorstehend angegeben, etwa bis auf 1300 oder 1400° C, so kann bei einer genügend langen Dauer (besonders in oxydierender Atmosphäre) nicht nur eine vollständige Entkohlung durch Verbrennen des Kohlenstoffes, sondern auch eine Oxydation der Kristallkörner, und zwar zunächst an ihren Begrenzungsflächen auftreten, wie man in Fig. 150 sieht. Durch die Oxydschichten wird der metallische Zusammenhang der Kristallkörner

unterbrochen und der Stahl erleidet eine sehr wesentliche Einbuße seiner Festigkeit, sowie eine Verminderung seiner Zähigkeit. Man bezeichnet den Stahl in diesem Zustande als „verbrannt“. Der verbrannte Stahl läßt sich, im Gegensatz zum nur überhitzten, weder durch Ausglühen oder Überschmieden noch durch eines der vielen Geheimmittel regenerieren, weil die Oxyde nicht mehr aus dem Eisen entfernt werden können. Er gehört auf den Schrotthaufen und kann nur durch Umschmelzen, etwa im Siemens-Martinofen wieder zugute gemacht werden.

## VII. Die Warm- und Kaltbearbeitung der schmiedbaren Eisenkohlenstofflegierungen.

Beim Vorhandensein nichtmetallischer Einschlüsse (Schlacken) kristallisieren der Ferrit und Zementit mit Vorliebe an diesen,



Fig. 151. Zeilenstruktur in dem Stege eines gewalzten Flußstahlträgers im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 75$ .

da sie als Kristallisationskerne wirken und damit die Kristallbildung begünstigen. Beim Walzen und Schmieden (oberhalb  $625^{\circ}$ ) werden nun die Einschlüsse in der Walzrichtung glatt gestreckt. Damit ordnen sich auch die meist ziemlich großen Ferrit- und Zementitkristalle aus dem Gußblock in Linien an, wie Fig. 151 beweist, die das Feingefüge eines Trägersteges aus Flußstahl darstellt, und bei welcher man in den hellen Linien noch deutlich

die einzelnen Ferritpolygone erkennt. Diese stark ausgeprägte Zeilenstruktur läßt sich durch rasche Erwärmung oder Abkühlung von oberhalb  $A_{c_3}$  aus vermeiden, doch tritt dann andererseits, wie zu erwarten, leicht die Widmannstättenische Struktur auf <sup>1)</sup>.

<sup>1)</sup> P. Oberhoffer, Stahl und Eisen, **33**, 1569, 1913.

Nach P. Oberhoffer kann man zwei Arten von Zeilengefüge unterscheiden, und zwar primäres und sekundäres. Ersteres ist durch Ätzung mit dem Oberhofferschen Ätzmittel hervorzurufen und ist in der Kristallseigerung (dem unhomogenen Mischkristall nach der Erstarrung) begründet. Ein Flußstahl z. B. kann bei der gewöhnlichen Ätzung kein (sekundäres) Zeilengefüge

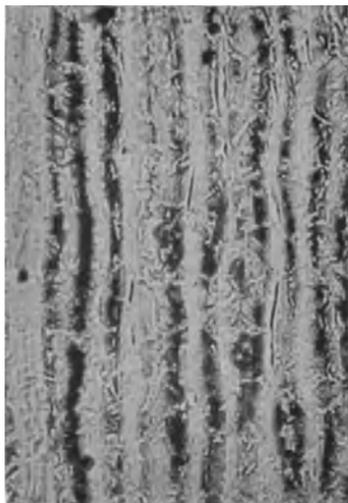


Fig. 152 a. Primäres Zeilengefüge nach der Ätzung nach Oberhoffer am Längsschnitt einer Flußstahlschiene.  $V = 75$ .



Fig. 152 b. Ferrit - Perlit - Zeilengefüge (sekundär) nach mikroskopischer Ätzung am Längsschnitt einer Flußstahlschiene.  $V = 75$ .

zeigen, während die Ätzung mit dem Oberhofferschen Ätzmittel das primäre Zeilengefüge aufdeckt. Das primäre Zeilengefüge ist durch Wärmebehandlung nur sehr schwer, das sekundäre dagegen leicht zu entfernen. Die Fig. 152 a zeigt die primäre Zeilenstruktur des Längsschnittes einer Flußstahlschiene, die in einer Hitze aus dem Gußblock zur fertigen Schiene gewalzt wurde.

Das sekundäre Zeilengefüge, aus Ferrit- und Perlitzeilen bestehend, wird durch die gewöhnliche mikroskopische Ätzung mit 2%iger alkoholischer Salpetersäure entwickelt, wie die Fig. 152 b

zeigt. Durch kurzes Ausglühen (etwa 5 Minuten bei  $900^{\circ}\text{C}$ ) über die obere Umwandlungstemperatur ist es leicht zu entfernen, wie aus Fig. 152c und 152d zu entnehmen ist, denn letztere zeigt kaum eine Veränderung gegen das Primärzeilengefüge der Fig. 152a.

Trotz dieser nur kurzen Erhitzung ist das Ferrit-Perlitzeilengefüge schon nahezu verschwunden und einem Gefüge mit Ferrit-



Fig. 152c. Dieselbe Flußstahlschiene im Längsschnitt (wie die Fig. 152 a und b) nach dem Ausglühen, mikroskopisch geätzt, zeigt kein sekundäres Zeilengefüge mehr.  
V = 75.

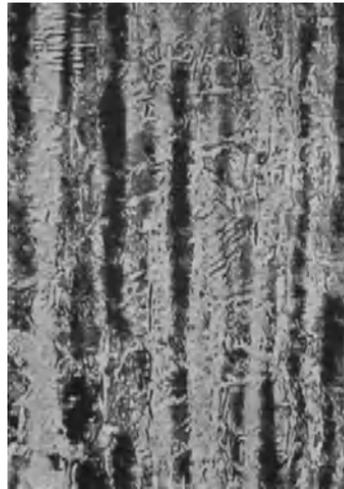


Fig. 152d. Wie Fig. 152c ausgeglüht, aber mit Oberhoffer'schem Ätzmittel geätzt, zeigt noch die Primärzeilenstruktur (wie Fig. 152a) V = 75.

maschenwerk gewichen, wie Fig. 152c erkennen läßt. Die Querschnitte von Stücken mit Zeilengefüge zeigen dieses nicht, sondern nur ein scheinbar normales Korngefüge, entsprechend den Durchschnitten durch die langen Zeilen, wie es die Fig. 152e und f bei derselben Vergrößerung nach primärer und sekundärer Ätzung veranschaulichen, denn es ist dieselbe Flußstahlschiene hier im Querschnitt dargestellt, deren Längsschnitt die Fig. 152a und b im angelieferten gewalzten Zustand gezeigt haben.

Sowohl an dem unbearbeiteten wie auch an dem bei Temperaturen oberhalb  $625^{\circ}$  gewalzten Eisen ist, wie die zahlreichen bisherigen Abbildungen lehren, keine irgendwie bevorzugte Richtung der Ausbildung der Abmessungen der Kristallkörner zu erkennen, sie haben vielmehr im Durchschnitt nach allen Richtungen hin gleich große Abmessungen. Wird nun ein derartiger Stahl aber bei Temperaturen unter  $625^{\circ}$  C, z. B.

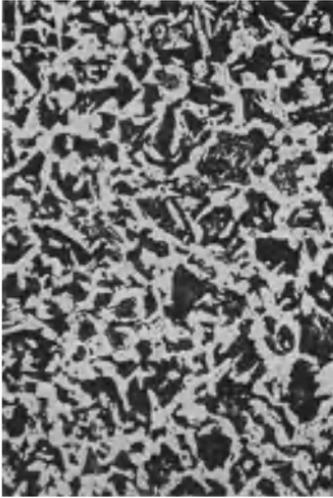


Fig. 152e. Querschnitt durch dieselbe Flußstahlschiene wie Fig. 152a bis d, sekundär mit alkoholischer Salpetersäurelösung geätzt.

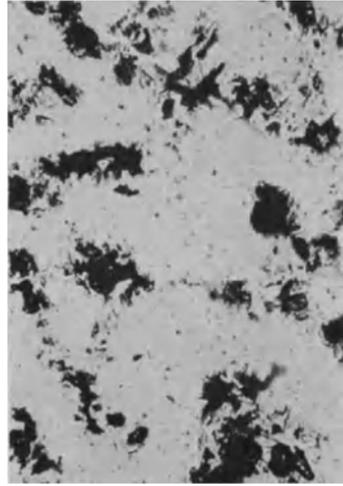


Fig. 152f. Wie Fig. 152e, aber primär mit dem Oberhofferschen Ätzmittel geätzt.

auch bei Zimmerwärme, mechanisch bearbeitet, etwa gewalzt, gezogen oder gehämmert, so nehmen die Kristalle eine der Kaltbearbeitung entsprechende Längung oder Streckung an<sup>1)</sup>. Aus

<sup>1)</sup> Nach röntgenographischen Untersuchungen wurde neuestens erkannt, daß bei dieser Kaltbearbeitung auch eine Orientierung der Kristalle eintritt, so daß sich die Achsen in bestimmte Lage zur Streckrichtung einstellen. Selbst nach niedrigen Rekristallisationstemperaturen bleibt diese Orientierung noch teilweise erhalten, was man aus der Lage der Ätzfiguren erkennen kann. Vgl. G. Tam mann und H. H. Meyer: Zeitschr. f. Metallkunde 1926. S. 339ff.

dieser kann man die Wirkung der unterhalb  $625^{\circ}\text{C}$  erfolgten mechanischen Bearbeitung („Kaltbearbeitung“) erkennen und auch die Richtung des Bearbeitungsvorganges, z. B. des Walzens feststellen. Das Verhältnis der mittleren Querabmessungen der Kristalle zu ihrer mittleren Länge bezeichnet man als Streckungsgrad. Dieser ist aber durchaus nicht immer ein Maß für die erfolgte Kaltbearbeitung, da bei erheblichen Beträgen derselben ein Zerfall der stark gestreckten Kristallkörner in



Fig. 153. Kaltgewalzter Flußstahl, im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt. Walzstruktur.  $V = 70$ .



Fig. 154. Kaltgewalzter Flußstahl im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt, Walzstruktur.  $V = 70$ .

zwei oder mehrere von geringerer Länge stattfindet. Die Fig. 153 und 154 geben als Beispiele das Kleingefüge von zwei Kesselblechen, die neben dem Zeilengefüge noch eine deutlich bevorzugte Streckungsrichtung der Kristallkörner und damit die Walzrichtung erkennen lassen, wodurch sie — da kein anderer Einfluß auf der Blechoberfläche bemerkbar war — beweisen, daß die Bleche mindestens zum Teil bei Temperaturen unterhalb  $625^{\circ}\text{C}$  gewalzt worden sind.

Mit der durch die Kaltbearbeitung verursachten Kornstreckung nimmt im allgemeinen die Festigkeit des Eisens etwas zu, die Dehnung dagegen anfänglich nur wenig, erst bei stärkerem Verformungsgrad erheblich ab. Die Kaltbearbeitung wird neustens

in erheblichem Maße zur Verfestigung der metallischen Werkstoffe herangezogen, besonders durch Kaltwalzen, während man früher fast nur eine Kaltbearbeitung bei Drähten vornahm. Nach den klassischen Untersuchungen von J. Bauschinger wird durch die Kaltbearbeitung des weichen Flußstahles die Elastizitätsgrenze in der Beanspruchungsrichtung erhöht (verschoben). In Nordamerika wird davon ausgedehnter Gebrauch gemacht<sup>1)</sup>. Von besonderem Interesse ist (neben den später besprochenen Rekristallisationserscheinungen) die Alterung des kalt bearbeiteten Flußstahls, die bei gewöhnlicher Temperatur sehr langsam vor sich geht, aber schon in kochendem Wasser, also bei 100° C, in einer Viertelstunde eintritt. Sehr gefährlich ist die Erhitzung auf die sog. „Blaubruchtemperatur“ (200—300° C) bei kalt geredemtem weichem Flußstahl, weil dann die Zähigkeit sehr abnimmt. Diese ist etwa ebenso gering, wie bei Verformungen im Temperaturgebiet 200 bis 500°, wo eben die Blaubruchigkeit auftritt, die ihren Namen daher bekommen hat, weil die dabei auftretenden Bruchflächen eine blaue Anlauffarbe zeigen. So wertvoll die Kaltbearbeitung für Bauteile aus Flußstahl sein kann, die nur bei gewöhnlicher Temperatur beansprucht werden, so gefährlich kann sie z. B. bei Dampfkesseln werden, denn die meisten hier beobachteten Risse sind auf Kaltbearbeitung und Alterung zurückzuführen<sup>2)</sup>. Schon S. 34 ist deshalb auf die Wichtigkeit des Ausglühens kalt bearbeiteten Flußstahles hingewiesen worden, sowie auf die Verwendung des legierten Stahles bzw. des neuen Izett-Flußstahles. Bei kalt geschlagenen Schraubenköpfen und kalt gerollten Schrauben muß darauf geachtet werden, daß sie nie auf „Rekristallisationstemperatur“ erhitzt werden, sonst werden sie sehr grobkörnig und brechen sicher. Sehr schwache Kaltverformung, bei der die Fließgrenze nur wenig überschritten wird, kann man auf den gewöhnlich mikroskopisch geätzten Schliffen noch nicht erkennen, weil die Kornverformung nur

<sup>1)</sup> Vgl. J. A. van den Broek: Carnegie Scholarship Memoirs Vol. 9 und Journ. of the Iron and Steel Institute. London May 1918. Vgl. auch den Bericht von M. v. Schwarz in Zeitschr. f. Metallkunde. **12**, H. 8, S. 150—158.

<sup>2)</sup> Vgl. M. v. Schwarz: Die deutsche Metallwarenindustrie. **23**, Nr. 3 und 4, S. 85 u. 112. 1925 und Zeitschr. d. Bayr. Revisions-Vereins Bd. 27, Nr. 11, S. 84—86. 1923; ferner auch die früher angeführte Arbeit von M. von Schwarz und W. Bergmann.

sehr gering ist. Durch die Frysche Ätzung (siehe S. 34) haben wir aber ein Mittel erhalten, die dabei entstehenden „Kraftwirkungsfiguren“ sichtbar zu machen. Schon vor einigen Jahren wurde ein Zusammenhang zwischen den Kraftwirkungsfiguren, der Korrosion und der Ribbildung erkannt, wie z. B. Fig. 155 am Querschnitt durch die Krempe eines Dampfkesselbodens zeigt <sup>1)</sup>.

Eine eigentliche Sprödigkeit tritt erst dann auf, wenn der

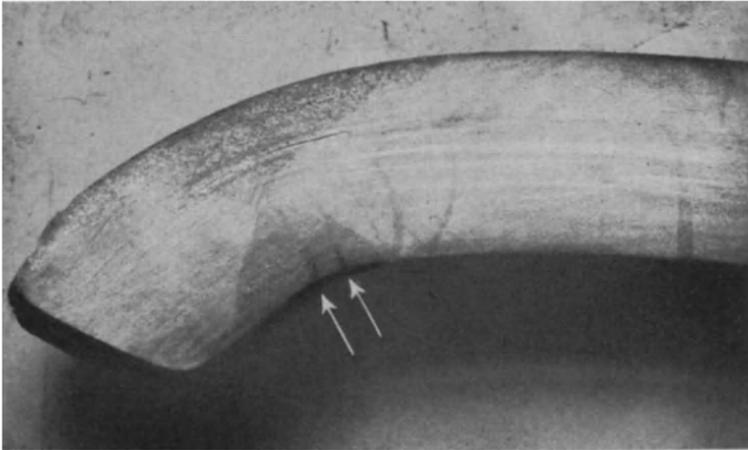


Fig. 155\*. Kraftwirkungsstreifen am Querschnitt durch die Krempe eines Dampfkessels zeigen den innigen Zusammenhang mit der Richtung der Anrisse und der dort einsetzenden starken Korrosion (besonders bei den zwei Pfeilen sichtbar). Geätzt nach A. Fry. V = 1.

kalt bearbeitete Flußstahl noch auf eine entsprechende Temperatur (etwa der gelben Anlauffarbe entsprechend) erwärmt wird. Das ist besonders bei Kesselblechen gefährlich, wo durch unsachgemäßes Abklopfen des Kesselsteines leicht eine Kaltbearbeitung erfolgt, wie Fig. 156 beweist, welche den Querschnitt durch eine Hiebnarbe darstellt, und in der man deutlich die starke Verzerrung der Ferritkristalle und damit die Quetschung

<sup>1)</sup> Neuestens wurde diese Erscheinung eingehend von F. Körber und A. Pomp: Mitt. aus dem K. W. Inst. f. Eisenforschung Bd. 8, Lief. 9 studiert.

des Werkstoffs erkennt, die einer späteren Rißbildung wesentlich Vorschub leistet. Eine ähnliche Mißhandlung des Werkstoffs

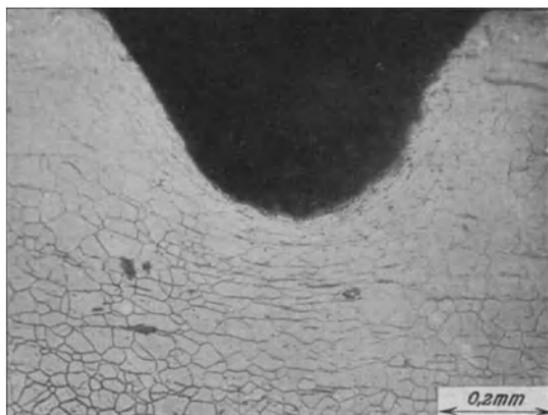


Fig. 156\*. Verzerrung der Kristalle unter einer Hiebnarbe, herrührend vom unsachgemäßen Abklopfen des Kesselsteins; im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 150$ .

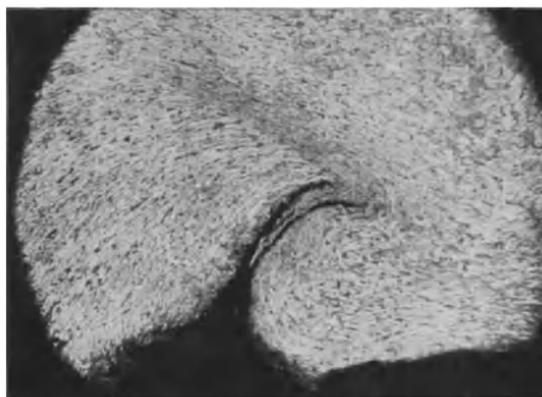


Fig. 157\*. Verzerrung der Kristalle an einer Stemmrille in einem Kesselblech im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 50$ .

zeigt die Fig. 157 in der Stemmfuge eines Kessels; durch das falsche Verstemmen der Nieten ist nicht nur eine außerordentlich starke Streckung der Kristalle erfolgt, sondern es sind auch

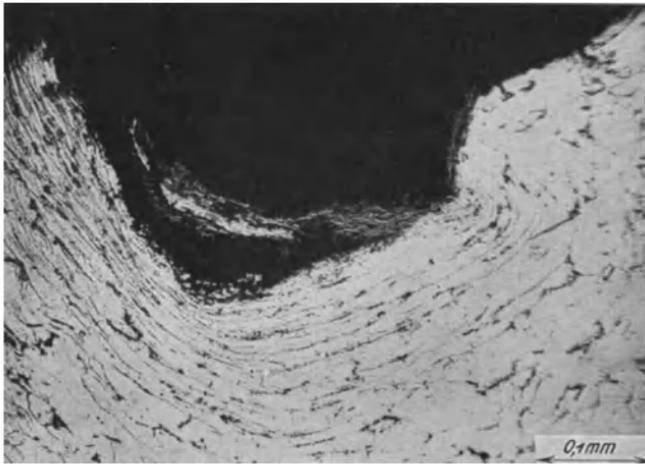


Fig. 158\*. Verzerrung der Kristalle im Grunde des Gewindes einer abgerissenen Flußstahlschraube durch mangelhaften Schneidzeug; mikroskopisch geätzt. V = 75.

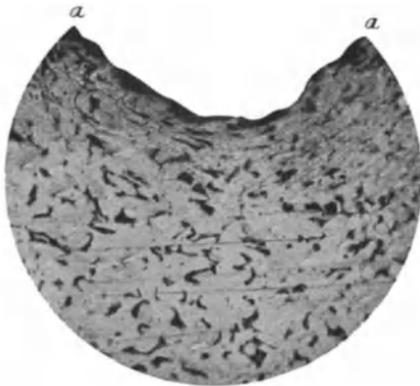


Fig. 159. Verzerrung der Kristalle unter einem Nummernstempel im Schnitt, mikroskopisch geätzt. V = 60.

förmliche Überlappungen eingetreten, welche wie Kerbe wirken und daher besonders das Entstehen von Anrissen begünstigen<sup>1)</sup>. In der Tat riß auch der Schiffskessel nach 26-jährigem Betriebe bei der Wasserdruckprobe mit 8 Atm. über dem größten Teil der äußeren Nietlochreihe auf.

Ähnliche Verzerrungen des Gefüges beobachtet man bei Gewinden, die mit einem schlechten Schneid-eisen hergestellt sind, wie in Fig. 158, die den Grund des Gewindes einer gebrochenen Schraube darstellt, sowie bei gestanzten und

<sup>1)</sup> O. Bauer, *Mitteil. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **35**, 194, 1917.

geprägten Teilen. So zeigt Fig. 159 die starke Streckung der Kristalle unter einem Nummernstempel, der zum Zeichnen des Werkstoffs benutzt wurde (die Linie aa entspricht der Oberfläche des Stückes); ganz abgesehen von der Querschnittsschwächung infolge der Stanzwirkung wird der Werkstoff durch die starke



Fig. 160\*. Die eingeschlagenen Ziffern und Auslöschungen durch Meißelhiebe wirken als Kerben.

Formänderung der Kristallkörner an jenen Stellen auch noch sehr brüchig und spröde, so daß Anbrüche dort sehr leicht eintreten können. Dies beweist z. B. die Untersuchung einer Kohlen säureflasche, die beim Herunterfallen zerknallte. Zufällig waren die Ziffern an der dünnsten Stelle der Wandung und auch noch in der Nähe des Gewindes eingeschlagen. Infolge der

eingetretenen Kaltbearbeitung und der dadurch bedingten geringeren Widerstandsfähigkeit gegen Stoß war hier das Aufplatzen erfolgt<sup>1)</sup>.

Es ist geradezu unbegreiflich, daß auch heute noch — trotz-dem schon so viele Unglücke durch diese „im amtlichen Auftrag angebrachten Kerben“ verursacht wurden — immer dieses unsinnige Zerstören des Werkstoffes vorgenommen wird<sup>2)</sup>. Die Fig. 160 zeigt solche sehr kräftige „amtliche Kerben“ auf dem

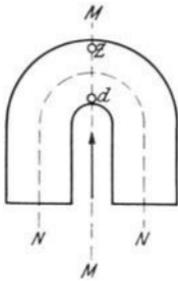


Fig. 161 a. Gebogener Flachstab.

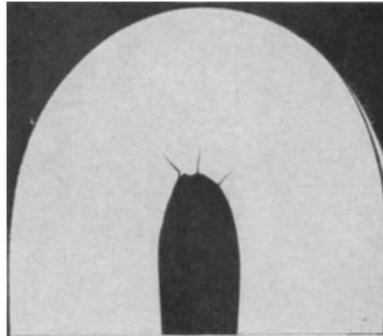


Fig. 161 b\*. Durch Druck hervorbrachte Risse am Längsschnitt durch einen Biegeprobekörper. (Nach Brearley-Schäfer.)

Halse einer Wasserstoffflasche und besonders gefährlich ist die Art der Ungültigmachung alter Stempel durch scheinbar möglichst „kräftige“ Meißelhiebe.

Einige weitere Beispiele von Formänderungen unterhalb 625° C sind in den nachfolgenden Figuren wiedergegeben. So stellt Fig. 161a einen U-förmig gebogenen Flacheisenstab dar; hier muß noch besonders hervorgehoben werden, daß Risse an den Stellen höchsten Druckes leicht auftreten können, wie z. B.

<sup>1)</sup> C. v. Bach, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 56, 704, 1912.

<sup>2)</sup> Obwohl M. v. Schwarz z. B. in einem Vortrag: „Aus der metallkundlichen Praxis“, gehalten am 28. Juni 1925 auf der Tagung des Verbandes Dtsch. Diplom-Ingenieure, erschienen in Technik und Kultur 1925, H. 11 und in: Der Metallgießer 6, H. 2 und 4, fast mit denselben Worten darauf hingewiesen hat, scheint diese behördliche Bestimmung noch nicht geändert zu sein.

Abb. 161 b am Längsschnitt durch einen Biegeprobekörper zeigt. An den außerhalb der neutralen Faser NN liegenden Punkten,

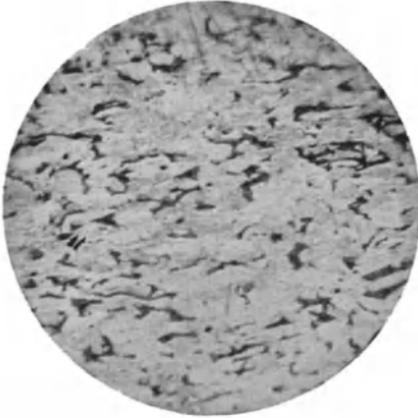


Fig. 162. Gestreckte Kristallkörner der Stelle z in Fig. 161 a, mikroskopisch geätzt.  $V = 70$ .



Fig. 163. Gedrückte Kristallkörper an der Stelle d in Fig. 161 a, mikroskopisch geätzt.  $V = 70$ .

z. B. bei z, müssen sich die Kristallkörner infolge der starken Zugbeanspruchung wesentlich strecken, wie dies Fig. 162 beweist,

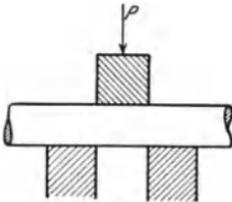


Fig. 164. Schema des Schervorganges.

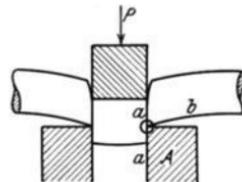


Fig. 165. Schema des Schervorganges.

in der die Kristallkörner senkrecht zu der in Fig. 161 a eingezeichneten Pfeilrichtung deutlich verlängert erscheinen. Umgekehrt werden sich an allen Stellen unterhalb der neutralen Faser NN alle Kristalle infolge der Druckbeanspruchung flach zusammendrücken, und zwar derart, daß ihre Längsrichtung in der Richtung des Krümmungshalbmessers liegt. Dies lehrt Fig. 163,

die das Gefüge an der Stelle d der Fig. 161a wiedergibt. Fig. 164 stellt einen Rundstab dar, der durch die Kraft P in zwei Ebenen auf Scherung beansprucht wird, wobei sein Mittelstück (siehe Fig. 165) nach unten gedrückt wird. Dabei haben sich infolge der Scherwirkung die beiden Stabenden etwas von den äußeren Seiten ihrer Auflager abgehoben, so daß die Linie b nach oben gekrümmt erscheint. Das Kleingefüge der in Fig. 165 durch

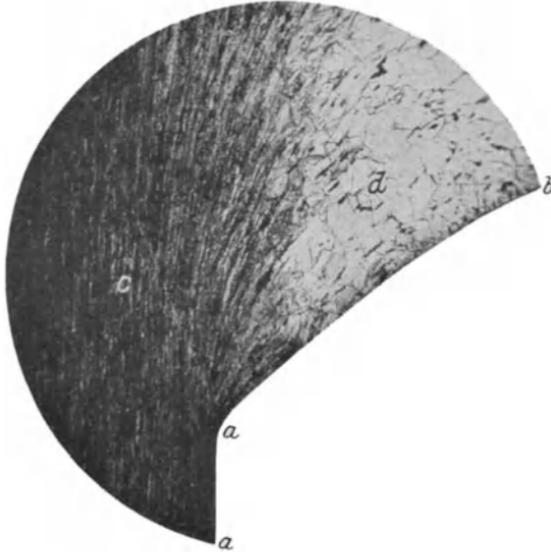


Fig. 166. Verzerrung der Kristalle durch den Schervorgang im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 90$ .

einen Kreis eingerahmten Stelle an der Einmündung der Linie b in die Scherebene aa ist in Fig. 166 wiedergegeben (die Buchstaben a und b bedeuten in beiden dieselben Linien). Man erkennt bei c, wie sich in der Nähe der Scherebene alle Kristallkörner vollkommen langgestreckt haben, und wie diese Stelle wegen der Aufrauhung des Gefüges durch den starken Ätzangriff infolge der Verformung wenig Licht reflektiert, also dunkler erscheint. Bei d dagegen, wo das freie Stabende auf dem Auflager A aufgelegt hat, ist noch deutlich das nur wenig veränderte ursprüngliche Kristallgefüge zu erkennen.

Die Fig. 167 und 168, von denen die letztere die Stellen bc aus Fig. 167 in stärkerer Vergrößerung darstellt, lehren, welche weitgehende Formänderungen der kohlenstoffarme Flußstahl unter Umständen auszuhalten vermag, ehe eine Trennung der Kristalle, also eine Reißbildung, eintritt<sup>1)</sup>. Es handelt sich um ein Stück weichen Flußstahles, dessen Oberfläche abgehobelt worden ist, dabei hatte sich bei b ein Hobelspan festgesetzt, der von dem Hobelstahl auf der Oberfläche entlang geschleift wurde und eine

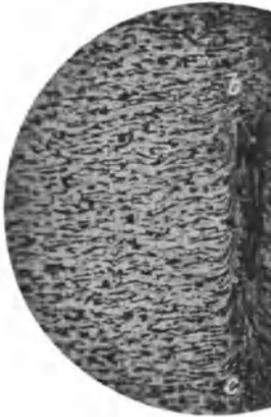


Fig. 167. Verzerrung der Kristalle durch einen Hobelspan, mikroskopisch geätzt.  $V = 60$ .



Fig. 168. Dasselbe wie in Fig. 167, aber in stärkerer Vergrößerung.  $V = 350$ .

Kristallverzerrung bewirkte. Man erkennt ferner aus Fig. 167, daß die nicht durch den Span verzerrten Kristalle in der zu der Kante bc senkrechten Richtung gestreckt sind; hieraus folgt, daß das Eisen bei Temperaturen unterhalb  $625^{\circ}\text{C}$  in dieser Richtung gewalzt wurde<sup>2)</sup>.

<sup>1)</sup> Dabei sind aber die Formänderungsgeschwindigkeit und die Temperatur von sehr großem Einfluß. Unter bestimmten Temperaturen ist Flußstahl gegen stoßweise Beanspruchungen sehr spröde. Die kritischen Temperaturgebiete und Geschwindigkeiten wurden neustens erforscht.

<sup>2)</sup> Bei nicht sorgfältig abgeschliffenen Schnittflächen metallographischer Schliche findet man öfters solche Verzerrungen oberflächlicher Art, die vom Feilen herrühren, besonders wenn der Werkstoff „schmiert“ und sich zwischen den Zähnen der Feile festgesetzt hat.

Bei Rädern von Eisenbahnfahrzeugen, insbesondere bei Lokomotiv- und Tenderrädern, können durch hohe Raddrucke, stoßweise Beanspruchungen oder heftiges Bremsen die Kristallkörner an der Lauffläche der Radreifen eine derartig hohe Kaltbearbeitung erfahren, daß sie gleichfalls wesentliche Verzerrungen und Streckungen erleiden und hierdurch Abschälungen von dem weniger oder gar nicht überanspruchten, darunter liegenden Werkstoff stattfinden<sup>1)</sup>. Fig. 169 zeigt das normale Gefüge eines



Fig. 169\*. Eisenbahnradreifen, normales Gefüge im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.  $V = 94$ .



Fig. 170\*. Eisenbahnradreifen. Verzerrung der Kristalle an der Lauffläche des Reifens im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.  $V = 94$ .

derartigen Radreifens an einer nicht überanspruchten und Fig. 170 an einer durch übermäßige Beanspruchung zur Abschälung gebrachten Stelle der Lauffläche. Man erkennt in letzterer deutlich die durch die hohe Beanspruchung bei niederen Temperaturen langgestreckten Kristallkörner. Die Abschälungen der Lauffläche waren von seiten der betreffenden Eisenbahnverwaltung ursprünglich auf blasigen und ungleich harten Werkstoff zurückgeführt worden. Daß diese Ansicht irrig und die Abschälungen vielmehr infolge der sehr erheblichen Kaltbearbeitung erfolgt waren, läßt sich sowohl aus der Art des Kleingefüges wie

<sup>1)</sup> O. Bauer und E. Wetzel, Stahl und Eisen, **29**, 226, 1911.

daraus folgern, daß die größere Härte der Reifen an der Lauf-  
fläche (im Vergleich zu allen anderen Stellen) durch Glühen  
aufgehoben werden konnte.

Durch Erwärmen bzw. Glühen des Eisens kann nämlich die  
Wirkung der mechanischen Kaltbearbeitung wieder beseitigt  
werden, d. h. die erhöhte Festigkeit wird wieder geringer und die  
Dehnung nimmt zu, so daß die Zähigkeit des Eisens wieder  
erheblich wächst. Dabei nehmen die Kristallkörner von neuem



Fig. 171. Stark gereckte Ferritkristalle am Grunde des Gewindes einer  
kalt gerollten Flußstahlschraube im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt.  
V = 150.

ihre normale, nach keiner Richtung hin bevorzugte Lage an,  
auch tritt häufig eine Unterteilung derselben und damit ein  
feineres Gefüge auf (Regenerierung). Der günstige Einfluß der  
Erhitzung beginnt sich nach E. Heyn und O. Bauer bei kohlen-  
stoffarmem Eisen erst bei Erwärmungen oberhalb  $400^{\circ}$  bemerk-  
bar zu machen; das gilt besonders auch für die Kerbzähig-  
keit, die bei Temperaturen bis  $300^{\circ}$  sogar noch abnimmt. Deshalb  
sind auch gerade Kesselbleche, deren Gefüge irgendwie (etwa  
durch unsachgemäßes Abschlagen des Kesselsteines; siehe oben)  
gestört ist, besonders wenig widerstandsfähig gegen Schlag

und Stoß (Alterungserscheinungen, Blaubruchigkeit, Rekristallisation!).

Schon nach Erwärmung auf 600 bis 625° C findet bei kalt bearbeitetem Flußstahl „Entreckung“ statt, die Festigkeit und Dehnung erreichen wieder ihr normales Maß, wobei sich die Kristallkörner bereits wesentlich verkürzt haben können, wenn auch die ursprüngliche Verlängerung immerhin noch deutlich sichtbar ist

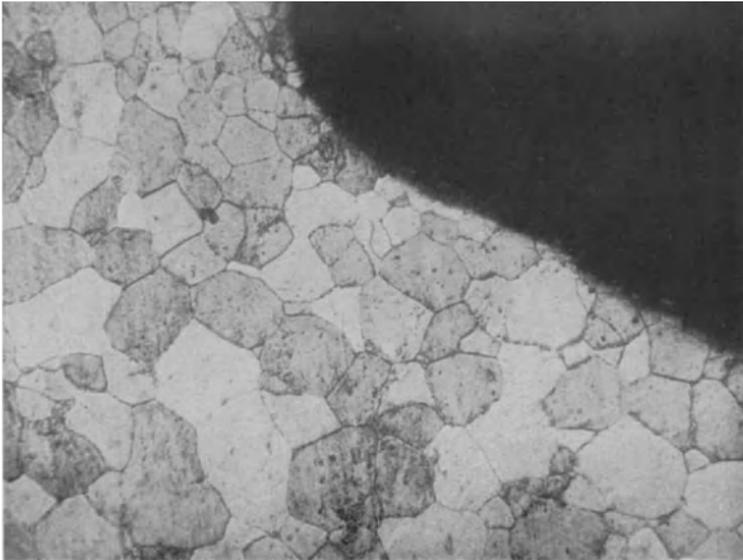


Fig. 172. Wie Fig. 171, aber ausgeglüht, zeigt vollkommene Regenerierung des Gefüges. Mikroskopische Ätzung. V = 150.

(dagegen verschwinden die Eigenspannungen schon bei etwa 500° vollständig)<sup>1)</sup>. Erst durch ein halbstündiges Ausglühen oberhalb 900° C (bzw. einige Grade über der oberen Umwandlungstemperatur) wird ein vollständiges Umkristallisieren erreicht und jede Spur der vorausgegangenen Kornstreckungen verwischt.

Die Fig. 171 zeigt z. B. die sehr stark gereckten Ferritkristalle am Grunde des Gewindes einer längsgeschnittenen, kalt gerollten Flußstahlschraube. Nach dem Ausglühen ist das Gefüge

<sup>1)</sup> E. Heyn, *Mittel. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **35**, 2, 1917.

vollkommen homogenisiert worden, wie Fig. 172 erkennen läßt, welche eine der Fig. 171 entsprechende Stelle wiedergibt.

Die beim Ausglühen unterhalb  $A_{c_3}$  eintretende Rekristallisation hängt noch von der Größe der Verformung ab; zunächst erfolgt dabei eine Kornverfeinerung, dann aber wachsen die Kristalle wieder <sup>1)</sup>. Die endgültige Korngröße nach dem Ausglühen ist gewissermaßen die Resultante aus diesen beiden Bestrebungen; sie nimmt, wie auch die Rekristallisationstemperatur, mit wachsendem Deformationsgrade ab. Das gilt aber

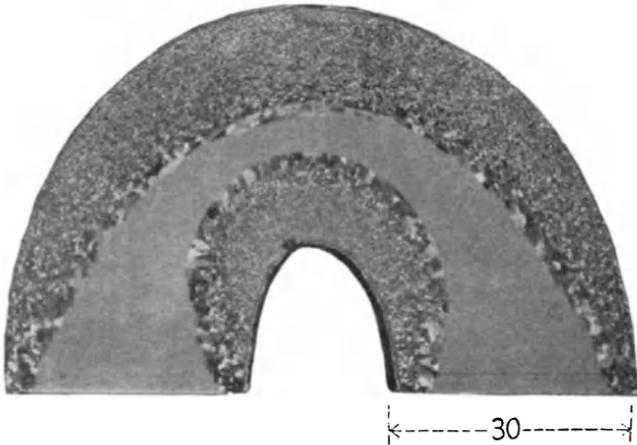


Fig. 173 a\*. Bei  $750^{\circ}\text{C}$  gebogener Stab aus kohlenstoffarmem Flußstahl. 6 Stunden bei  $730^{\circ}\text{C}$  geglüht, im Längsschnitt, makroskopisch geätzt.

nur innerhalb gewisser Grenzen, wie dies aus Fig. 173a hervorgeht, welche einen bei  $750^{\circ}$  gebogenen Stab aus sehr kohlenstoffarmem weichem Flußstahl (Weicheisen) nach sechsständigem Ausglühen bei  $730^{\circ}$  darstellt <sup>2)</sup>. Man sieht, daß das größte Korn

<sup>1)</sup> C. Chappell, Ferrum, 1915, S. 6 u. 17; siehe Stahl und Eisen, 37, 852, 1917; 39, 1061, 1919.

<sup>2)</sup> P. Goerens und Fr. P. Fischer, Gießereizeitg. 17, 160, 1920. Vgl. auch A. Sauveur: Kongreß New York 1912 des Intern. Verb. f. d. Materialprüfung der Technik. Bericht I, Abschnitt II<sub>6</sub>; Bemerkungen über das Wachstum der Ferritkristalle unterhalb ihres thermischen Umwandlungspunktes und z. B. M. v. Schwarz: Aus der metallographischen Praxis. Zeitschr. f. Metallkunde Bd. 12, H. 1, S. 19ff. 1920.

durchaus nicht etwa in der neutralen Zone auftritt, welche überhaupt keine Formänderung erlitten hat, sondern zwischen dieser und den am stärksten beanspruchten Rändern. Das Auftreten des größten Kornes wird abhängen vom Deformationsgrad, der Glüh­temperatur und vielleicht auch der Glühdauer, sowie der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs. Aus diesem



Fig. 173b\*. Kesselblech im Querschnitt nach der Rekristallisation zeigt örtlich sehr große Ferritkristalle.

Grunde sind auch die hierüber vorliegenden Angaben noch sehr widerspruchsvoll.

Die Ergebnisse der „Rekristallisationsschaubilder“, welche die Abhängigkeit der erreichten Korngröße vom Verformungsgrad und der Glüh­temperatur veranschaulichen, sind auf die Eisen­kohlenstofflegierungen nicht ohne weiteres zu übertragen<sup>1)</sup>. Bemerkenswert ist, daß eine besonders grobe Kornbildung beim

<sup>1)</sup> Erst durch die neueste Untersuchung von H. Hanemann: „Über Rekristallisation“. Werkstoffausschuß, Bericht Nr. 84 wurden die hier herrschenden Verhältnisse aufgeklärt.

Glühen auf etwa 750° C eintritt, wenn der Kaltverformungsgrad etwa 10 bis 12% erreicht hat. Diese Gebiete zeigen dann nach der Rekristallisation (oft schon nach 1/2—1stündigem Glühen bei 750° C) sehr grobe Ferritkristalle; dieses Verfahren kann zweckmäßig zum Nachweis stärkerer Kaltbearbeitung dienen (z. B. unter einem Stempel- oder Kugeleindruck, bei Nietungen, gestanzten Löchern oder mit der Schere geschnittenen Blechen usw., Nachweis des teilweisen Erhitzens von Nieten u. dgl. m.).

Wie scharf nach der Rekristallisation der Übergang vom feinen zum größten Korngefüge sein kann, zeigte Fig. 173a bei schwacher Vergrößerung, während es in Fig. 173b bei stärkerer Vergrößerung noch mehr zum Ausdruck kommt<sup>1)</sup>.

Durch diese Grobkörnigkeit infolge von Rekristallisation wird eine außerordentliche Sprödigkeit des weichen Flußstahles hervorgerufen, die teilweise auch dadurch bedingt wird, daß der Perlit in seine Bestandteile zerfällt, so daß an den Korngrenzen der Ferritkristalle plättchenförmige Zementitkristalle auftreten, die man ihrer kennzeichnenden Lage bzw. Form nach als „Korngrenzen“- oder „Krähfußzementit“ bezeichnen kann.

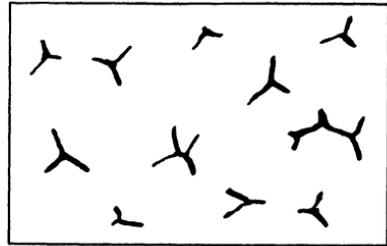


Fig. 174. Korngrenzen- oder Krähfußzementit am Schliff einer rekristallisierten weichen Flußstahlprobe nach der Ätzung mit Natriumpikrat.  
V = 300.

Die Fig. 174 zeigt schematisch solchen Korngrenzenzementit nach der Ätzung mit Natriumpikratlösung, wodurch nur der Zementit angegriffen wird und dunkel erscheint. Nach der gewöhnlichen mikroskopischen Ätzung mit alkoholischer Salpetersäurelösung findet man, daß diese Zementitplättchen an den Korngrenzen der Ferritkristalle liegen, wo vor der Rekristallisation Perlit war<sup>2)</sup>.

<sup>1)</sup> Nach M. v. Schwarz: Ergebnisse der Untersuchung eines Kesselbleches mit ungewöhnlich vielen Rissen. Zeitschr. d. Bayer. Revisionsvereins. Bd. 28, H. 17, S. 153—157. 1924.

<sup>2)</sup> Vgl. auch E. Piwowarsky: Der Einfluß verschiedener Legierungselemente auf das Zusammenballen des Zementits. Werkstoffausschuß. Bericht Nr. 33.

Ein sehr gutes Kennzeichen für erfolgte Kaltbearbeitung ist die Löslichkeit in 1%iger Schwefelsäure; sie hat bei kalt gestrecktem Flußstahl einen Höchstwert und nimmt mit wachsender Anlaßtemperatur ab (wobei schon eine solche von 100° nachzuweisen ist); sie hat also für den ausgeglühten Stahl einen Niedrigstwert, wie aus der nachfolgenden Tabelle <sup>1)</sup> hervorgeht, welche für eine in einem Zuge von 41,5 auf 39 mm heruntergewalzte Flußstahlstange mit 0,29% Kohlenstoff gilt, die bei den verschiedenen Temperaturen zwei Stunden, bei 900°  $\frac{1}{2}$  Stunde lang geglüht war. Die Zahlen geben den Gewichtsverlust in der Säure nach 70 Stunden an, wobei der des nicht angelassenen Stahles gleich 100 gesetzt ist:

Anlaßtemperatur:	0°	100°	200°	300°	400°	500°	600°	700°	900°
Löslichkeit:		100	98,8	96,8	93,9	90,3	88,0	83,8	78,1 80,1.

Ebenso nimmt auch die relative Löslichkeit, d. h. das Verhältnis der Löslichkeit des geglühten zu der des ungeglühten Stahles mit wachsender Streckung zu <sup>2)</sup>).

Durch die Kaltbearbeitung treten, wie schon vorher erwähnt, innere Spannungen auf, welche zur Entstehung von Rissen <sup>3)</sup> Veranlassung geben und eine besondere Empfindlichkeit gegen Laugen, insbesondere Natronlauge, hervorrufen <sup>4)</sup>. Aber auch starke Ammonitratlösungen können solche Spannungen bei kalt bearbeitetem weichem Flußstahl auslösen und zu Rißbildungen führen.

Die sogenannten Schleifrisse beim Schleifen von weißem Gußeisen und gehärtetem Stahl sind durch örtliche Ausdehnung infolge von örtlicher Erhitzung zu erklären. Ebenso kann man bei der Kugeldruckprobe das Auftreten feiner radialer Risse beobachten, deren Länge den Bezirk angibt, bis zu welchem hin sich die Überbeanspruchung erstreckt hat. Bei weichem Werkstoff treten die Haarrisse zwar beim Schleifen nicht auf, wohl aber bei wiederholter Kaltbearbeitung, wie sie z. B. bei Eisenbahnschienen durch die Räder ständig erfolgt; so lehrt hier die Statistik, daß die Zahl der

<sup>1)</sup> O. Bauer, *Mitteil. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **33**, 395, 1915.

<sup>2)</sup> H. Altpeter, *Stahl und Eisen*, **35**, 362, 1915.

<sup>3)</sup> G. Charpy und J. Durand, *Compt. rend.* **169**, 599, 1919.

<sup>4)</sup> Vgl. besonders die Berichte in: „Zur Sicherheit des Dampfkesselbetriebes.“ Herausgegeben von der Vereinigung der Großkesselbesitzer E. V. Berlin: Julius Springer, 1927.

Schienenbrüche nach 10 Jahren stark ansteigt, was auf die nach dieser Zeit eingetretenen Haarrisse zurückzuführen ist. Durch geeignetes Ausglühen, d. h. die Regenerierung des Reckgefüges, läßt sich auch das Auftreten von Rissen vermeiden.

Die Haarrisse sind oft sehr schwer zu erkennen, lassen sich aber durch Überhobeln mit einem spitzen Stahl leicht bemerkbar machen, wie Fig. 175 beweist. Ein anderes Verfahren besteht darin, daß man die Fläche mit Kienruß einreibt, der in die Risse eindringt und dann weiße Farbe aufträgt. Hängt man das Stück jetzt auf und schlägt es mit einem Hammer, so machen sich die Risse als dunkle Linien auf der weißen Farbe bemerkbar. Man kann auch das Stück mit flüssiger Druckerschwärze bestreichen und mit einer Stichflamme erwärmen, damit jene in die Risse eindringt. Drückt man dann nach dem Abwischen ein Stück weißen Papiers kräftig dagegen, so erhält man auf diesem einen Abdruck der Risse. Empfohlen wird auch, die Stücke in Öl mit feinstem Eisenschleifschlamm zu tauchen, wobei sich die Eisenteilchen längs der bei der Bearbeitung stark magnetisch gewordenen

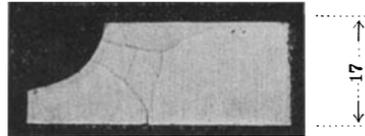


Fig. 175\*. Haarrisse, durch Überhobeln mit einem spitzen Stahl sichtbar gemacht.



Fig. 176. Riß im Flußstahl, der den Korngrenzen folgt.

Schleifrisse anordnen und sie dadurch sichtbar machen; ein Magnetisieren soll die Wirkung noch unterstützen. Nach einem anderen Verfahren ätzt man die abgeschmirgelte Fläche einige Minuten mit stark verdünnter Salz- oder Schwefelsäure oder zwei Stunden mit einer Lösung aus 9 Teilen Salzsäure,

3 Teilen Schwefelsäure und 1 Teil Wasser; durch diese Tiefätzung werden die Risse weiter geöffnet.

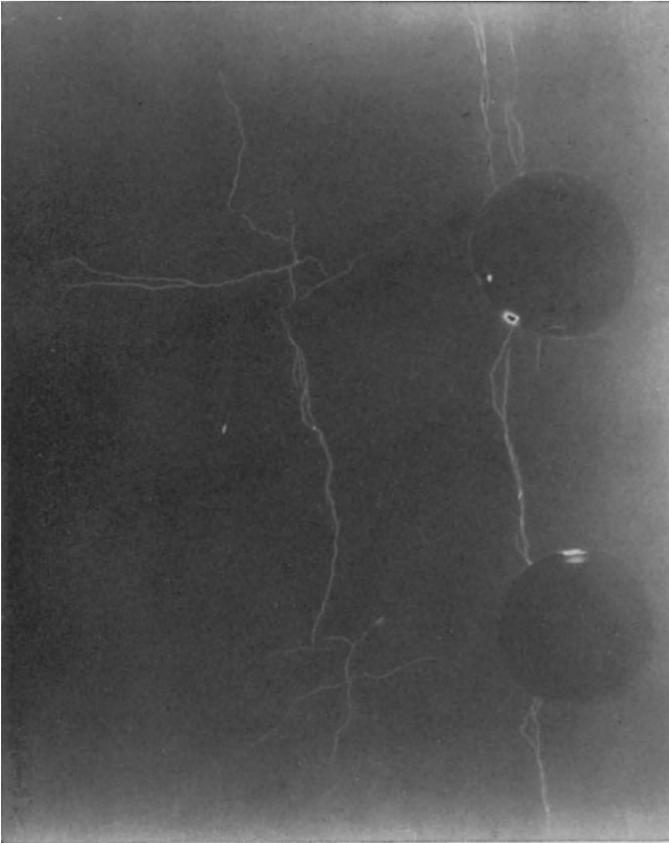


Fig. 177. Röntgenshattenbild eines Natronlauge-Vakuumverdampfgefäßes mit sehr viel Rissen, die meist von den Nietlöchern ihren Ausgang nehmen.  
V = 1.

Beim Vorliegen besonderer Verhältnisse können Risse auch schon bei sehr geringen Graden der Kaltbearbeitung auftreten, wie Fig. 176 beweist, die einen von einem Nietloch eines sehr kohlenstoffarmen Flußstahl-Kesselbleches ausgehenden Anriß erkennen läßt, der an den Korngrenzen entlang läuft. Der Grund

hierfür lag vermutlich in einer Alterung kaltbearbeiteten Werkstoffes und wurde durch den in der Nähe des Risses sehr hohen Phosphorgehalt von 0,078 $\frac{0}{0}$ , der ja das Eisen sehr brüchig macht, unterstützt. Auch Anstriche können durch die Beförderung von Anfressungen und Wärmestauungen und selbst im kalten Zustande auf die Entstehung von Rissen hinwirken<sup>1)</sup>.

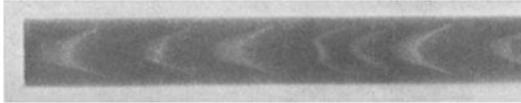


Fig. 178. Röntgenshattenbild eines „überzogenen“ Drahtes zeigt (hell) die inneren Hohlräume.  $V = 1$ .

Durch Röntgendurchleuchtung von Werkstücken kann man Risse und Fehlstellen im Schattenbild oft sehr schön sichtbar machen. Bei dünnen Stücken schwerer Metalle und Legierungen und auch bei dickeren von Leichtlegierungen gelingt es schon meist die Fehler auf dem Fluoreszenzschirm zu beobachten. Sonst verwendet man eine photographische Platte (oder Film)



Fig. 179. Polierter Längsschnitt durch den überzogenen Draht nach Fig. 178 zeigt die gewaltige Ausdehnung der inneren, von außen nicht sichtbaren Hohlräume.  $V = \text{etwa } 2$ .

und erhält die „Röntgenshattenbilder“, wie die Fig. 177, 178, 179 und 180 einige zeigen<sup>2)</sup>. Lunker- und Seigerungsstellen sind damit auch nachzuweisen. Die Fig. 177 zeigt ein sehr stark rissiges Flußstahlkesselblech von einem Vakuumverdampfgefäß

<sup>1)</sup> C. v. Bach: Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing., 57, 1061, 1913. Vgl. auch die Beizsprödigkeit und die Laugenempfindlichkeit des kaltbearbeiteten weichen Flußstahles.

<sup>2)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz: Zeitschr. d. Bayer. Revisions-Vereins 1926. Nr. 5 und 6 und Zeitschr. f. Metallkunde, 19, Heft 5 (1927) S. 215.

für Natronlauge. Bezeichnend ist, daß fast alle Risse von den Nietlöchern ihren Ausgang nehmen bzw. der Nietlochreihe parallel laufen. Fig. 178 zeigt das Röntgenshattenbild eines „überzogenen“ Drahtes mit starken inneren Hohlräumen.

Wie stark diese inneren Hohlräume eines überzogenen Drahtes sein können, zeigt der in Fig. 179 dargestellte, nur polierte Längsschliff bei doppelter Vergrößerung. Diese zwei Bilder lassen

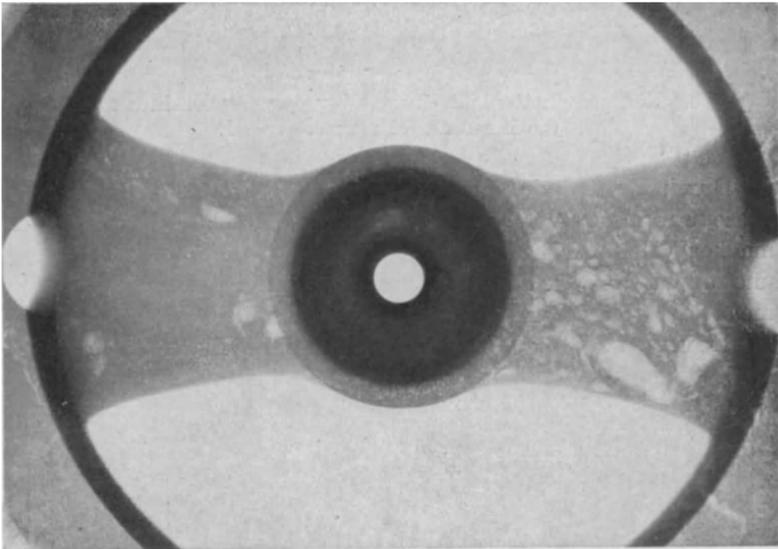


Fig. 180. Röntgenshattenbild eines fehlerhaften Spritzgußstückes zeigt zahlreiche innere Fehlstellen.  $V = 1$ .

erkennen, wie wertvoll die Röntgendurchleuchtung in der Werkstoffprüfung werden kann, denn sie ermöglicht es, ohne das Stück zu zerstören, solche Fehlstellen nachzuweisen.

Bei Gußstücken, wo häufig an verdickten Stellen Lunker und Seigerungen auftreten, leistet die Röntgendurchleuchtung oft wertvolle Dienste, besonders wenn die Art und Weise des Gußverfahrens, die Anbringung des Eingusses, der Steiger usw. nachgeprüft werden soll. Dies spielt besonders bei den nach dem Spritzgußverfahren hergestellten Stücken eine große Rolle, denn hier ist die Gestaltung der Gußform von ausschlaggebender

Bedeutung. Die Fig. 180 zeigt z. B. ein solches fehlerhaftes Spritzgußstück im Röntgenschattebild bevor die Gußform richtig gestaltet war <sup>1)</sup>).

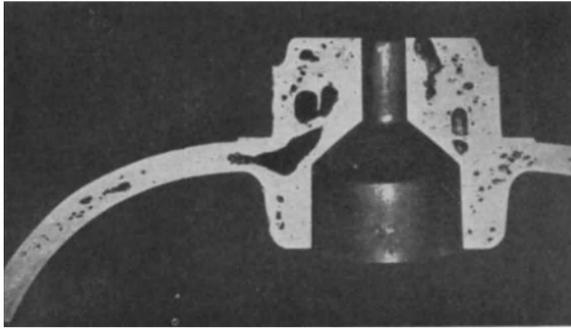


Fig. 181. Schnitt durch ein fehlerhaftes Spritzgußstück, das der Fig. 180 entspricht, zeigt zahlreiche Hohlräume, die schon im Röntgenschattebild zu erkennen waren.  $V = 1$ .

In Fig. 181 ist der Längsschnitt des Mittelstückes desselben Spritzgußstückes dargestellt, wo man die zahlreichen Hohlräume dieses fehlerhaften Stückes deutlich erkennt.

Auch Schweißnähte können mit der Röntgendurchleuchtung auf ihre Güte hin untersucht werden.

Durch Bestimmung der Abmessungen der Kristallkörner auf geeignet gelegten Schnitten durch ein kalt gerecktes Metall kann man den Streckgrad ungefähr ermitteln, den das Werkstück erfahren hat, denn er steht mit der Kornverformung in direktem Zusammenhang. Die Fig. 182 zeigt das von E. Heyn und O. Bauer angegebene

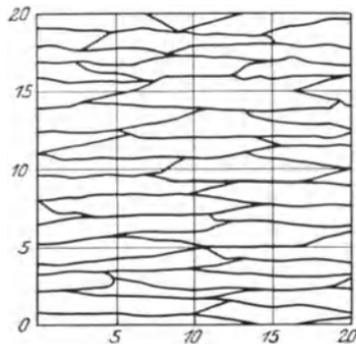


Fig. 182\*. Verfahren zur Bestimmung der Abmessungen der Metallkristallkörner.

<sup>1)</sup> Vgl. den Vortrag von M. v. Schwarz auf der Hauptversammlung der dtsh. Ges. f. Metallkunde in Stuttgart am 28. Juni 1926.

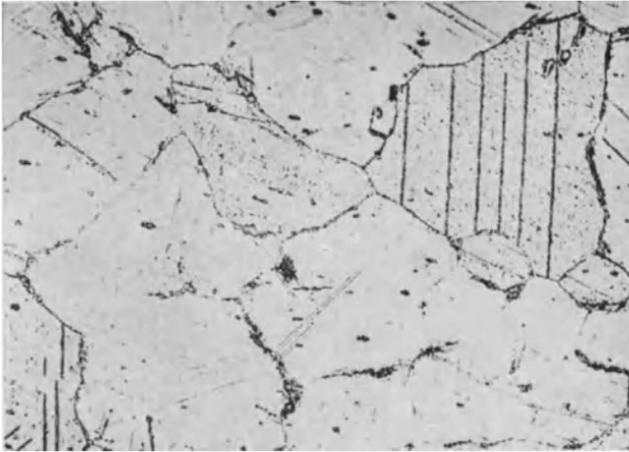


Fig. 183. Kesselblech aus weichem Flußstahl, mit Gleitlinien, im Querschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 150$ .



Fig. 184. Gleitlinien auf dem Manganhartstahl (Fig. 77) nach der Kaltverformung, mikroskopisch geätzt.  $V = 150$ .

Verfahren <sup>1)</sup>, wobei das Gefügebild auf ein Millimeterpapier gezeichnet wird. Man braucht hier nur nachzuzählen, wieviel

<sup>1)</sup> Nach Metallographie Bd. 1, S. 69, Fig. 44, 1926.

Körner von jeder (oder jeder fünften oder zehnten) Linie in horizontaler oder senkrechter Richtung geschnitten werden, denn das Verhältnis dieser Zahlen gibt direkt den Reckgrad an, den diese Körner erfahren haben. Das Verhältnis ist hier etwa 1 : 10, denn von den Vertikalen werden im Mittel in Fig. 182 etwa 20 Kristallkörner geschnitten, während auf einer der gleichlangen horizontalen Linien im Durchschnitt nur 2 Kristallkörner getroffen werden. Da es oft wichtig ist, die Korngröße selbst anzugeben, seien hier die einfachsten Verfahren kurz angeführt. Entweder man mißt mit dem Okularmikrometer eine Anzahl von Korndurchmessern und bildet den Mittelwert, oder man zählt auf einer Zeichnung oder Mikroaufnahme (bei bestimmter Vergrößerung) die Zahl der Körner auf einer bestimmten Fläche aus. Daraus kann dann die mittlere Korngröße berechnet werden. Ist das Metall grobkörnig, so daß nicht eine größere Zahl von Körnern auf der zur Verfügung stehenden Platte unterzubringen ist, so muß man die nur teilweise darauf befindlichen auch mit berücksichtigen. Ist das Gesichtsfeld rund, so multipliziert man die von der Umgrenzungslinie getroffenen mit dem Faktor 0,6 (bzw. bei rechteckigem Gesichtsfeld mit 0,5) und zählt diesen Wert dann dem der ganz im Gesichtsfeld gelegenen Körner hinzu.

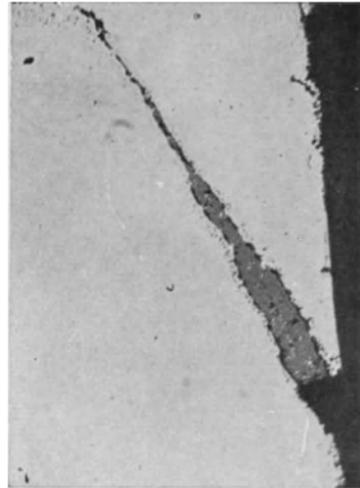


Fig. 185\*. Walzriß, entstanden durch Überwalzen des Grates an den Kanten (ungeätzt).  $V = 100$ .

Bei  $\gamma$ -Eisen (vgl. Fig. 77) und anderen Metallen tritt nach Kaltverformung und Rekristallisation in der Regel eine deutlich ausgesprochene „Zwillingsbildung“ auf, die bei  $\alpha$ -Eisen aber nur sehr selten zu beobachten ist. In kalt verformten Kesselblechen beobachtet man manchmal „Gleitlinien“ in den Ferritkristallkörnern, Linien, die zueinander parallel laufen, wie z. B. Fig. 183

zeigt. Fig. 184 stellt die geätzte Oberfläche des in Fig. 77 gezeigten Manganhartstahles mit zahlreichen Gleitlinien in den einzelnen Mischkristallkörnern dar, die durch Kaltbearbeitung entstanden sind.

Nicht zu verwechseln mit den durch die Eigenspannungen bewirkten Haarrissen sind die sogenannten Walzrisse, welche dadurch auftreten, daß ein überstehender Grat wegen seiner starken Oxyd- oder Rostschicht nicht mit dem übrigen Material verschweißt, wie man einen solchen in Fig. 185 sieht; die offenen Randblasen der Gußblöcke sind dafür öfter Veranlassung.

### VIII. Einschlüsse, Schlacken und Schweißnähte.

Die Einschlüsse im Eisen rühren vielfach von einem Gehalt an Schwefel her; dabei ist dieser entweder an das Eisen in Form



Fig. 186. Sulfideinschlüsse (a und b) in kohlenstoffarmem Flußstahl am Längsschliff, mikroskopisch geätzt.  $V = 70$ .

von Schwefeleisen (Eisensulfid) oder an das zur Desoxydation nach dem Frischen (sowie auch zwecks Verbesserung der mechanischen Eigenschaften) zugesetzte Mangan als Schwefelmangan (Mangansulfid) gebunden. Die Sulfideinschlüsse im Flußstahl haben meist runde oder tropfenartige, bei kaltgewalztem Werkstoff auch längliche Form und können sogar in einzelne Teile zerrissen sein (siehe Fig. 186); sie haben eine blaßgelbliche bis blaßbläuliche

Farbe und erscheinen durch die Politur infolge ihrer Härte meist spiegelblank. Auf den ungeätzten Schliffen findet man die nichtmetallischen Einschlüsse leichter als auf den geätzten Schliffen auf<sup>1)</sup>. Nichtsulfidische Schlackeneinschlüsse im Flußstahl

<sup>1)</sup> Durch besondere Ätzmittel, z. B. auch öfter gebrauchte alkoholische Salpetersäurelösung kann man die Schlackeneinschlüsse (besonders sulfidischer Art) ein großer dunkler Ätzhof entstehen, wodurch auch feinste Schlackeneinschlüsse leicht im Mikroskope aufgefunden werden können.

haben häufig das gleiche oder sehr ähnliche Aussehen; sie lassen sich in Zweifelsfällen durch das auf S. 6 beschriebene Schwefelabdruckverfahren von den Sulfideinschlüssen unterscheiden. Auch die Oxyde können, z. B. bei unvollkommener Desoxydation oder bei verbranntem Eisen (siehe Fig. 150), als Einschlüsse angesehen werden; sie lassen sich dadurch nachweisen, daß sie beim Glühen im Wasserstoffstrom (durch Reduktion) verschwinden. Ebenso

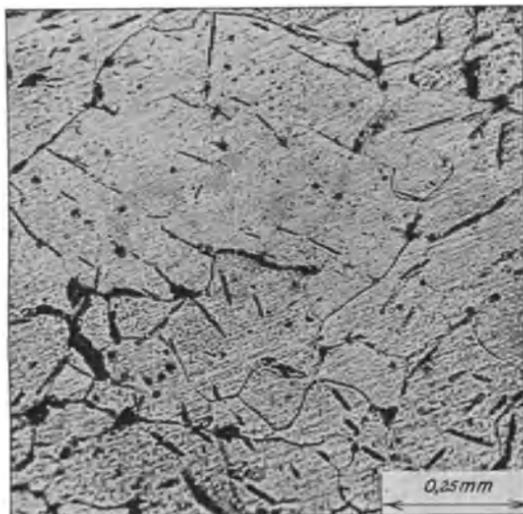


Fig. 187\*. Spalten im Innern der Ferritkörner eines stickstoffreichen Flußstahlkesselbleches, mikroskopisch geätzt.  $V = 80$ .

bildet der bei hoher Temperatur aufgenommene Stickstoff eine Verbindung mit dem Eisen (Eisennitrid), welche sich als dunkle Linien im Innern der Körner bemerkbar machen (siehe Fig. 187, die von einem stickstoffhaltigen Kesselblech stammt). Die Gefahr der Nitridbildung liegt namentlich bei elektrischen Lichtbogenschweißungen vor, wo der Stickstoffgehalt nach B. Strauß<sup>1)</sup> bis zu 0,12% betragen kann, während er bei autogenen Schweißungen mit Azetylen und Sauerstoff oder mit Wasserstoff und Sauerstoff meist wesentlich geringer (etwa 0,02%) gefunden wird.

<sup>1)</sup> B. Strauß, Stahl und Eisen, **34**, 1814, 1914.

Die im Flußstahl vorkommenden Einschlüsse unterscheiden sich im allgemeinen sehr wesentlich von den im Schweiß Eisen und Schweißstahl auftretenden Schlacken; diese bestehen, wenigstens wenn es sich um größere Einschlüsse von Schweißschlacke handelt, fast stets aus zwei verschiedenen Teilen, und zwar aus einer dunklen Grundmasse, in der hellere kleine Einsprenglinge liegen, wie Fig. 188 und 189 zeigen, wo die Schlackeneinschlüsse *c* in der weiß erscheinenden Grund-

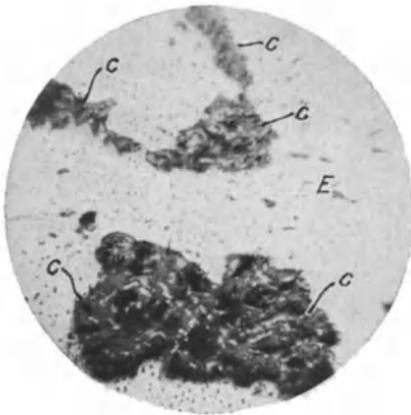


Fig. 188. Schlacke in Schweiß Eisen, Querschnitt, nur poliert.  $V = 65$ .

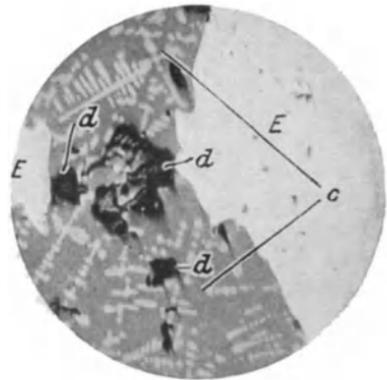


Fig. 189. Sehr großer Schweißschlackeneinschluß in Schweiß Eisen, am Querschnitt, nur poliert.  $V = 350$ .

masse *E* eingebettet sind. In Fig. 189 besitzen die hellen Einsprenglinge eine deutliche tannennadelartige Anordnung. Bemerkte sei noch, daß die tief dunklen Stellen bei *d* keine Schlacken, sondern Löcher sind, aus denen die sehr spröde Schlacke beim Schleifen herausgerissen wurde. Ein Eisen mit großen Einschlüssen ist aus den auf S. 8 auseinandergesetzten Gründen (schlechte mechanische Eigenschaften) als minderwertig anzusprechen. Der chemischen Zusammensetzung nach sind die Schweißschlacken meist Silikatschlacken, die im Flußstahl auftretenden jedoch hauptsächlich sulfidischer Natur, was man durch das Baumannsche Schwefelabdruckverfahren leicht nachweisen kann. Aus Flußstahl paketiirtes Schweiß Eisen weist somit auch viele Schwefelschlacken auf.

Infolge des sehr verschiedenartigen Aussehens der Einschlüsse ist es möglich, die Frage, ob es sich um Flußstahl oder Schweiß-eisen handelt, außer durch die früher beschriebene makroskopische Prüfung, auch dann zu entscheiden, wenn nur sehr winzige Werkstoffproben, z. B. nur Späne für die Untersuchung vorliegen. Als Beispiel dafür sei Fig. 190 angeführt, ein Stück Aluminiumblech, in dessen Oberfläche zahlreiche kleine Eisensplitter eingewalzt waren. Es sollte festgestellt werden, ob diese Splitter von der Hartgußwalze herrührten, oder ob es sich um Späne aus einer schmiedbaren

Eisenkohlenstofflegierung handelte, die etwa aus Willkür zwischen die Walzen geworfen waren. Für die Untersuchung wurden die feinen, nur wenige Zehntelmillimeter langen Späne S in einem Stück Bronze B gefaßt. Nach der mikroskopischen Ätzung mit alkoholischer Salpetersäure zeigte sich das aus Fig. 190 erkennbare, aus Ferrit und Perlit bestehende Gefüge, womit bewiesen war, daß es sich um kohlenstoffarmen Fluß-

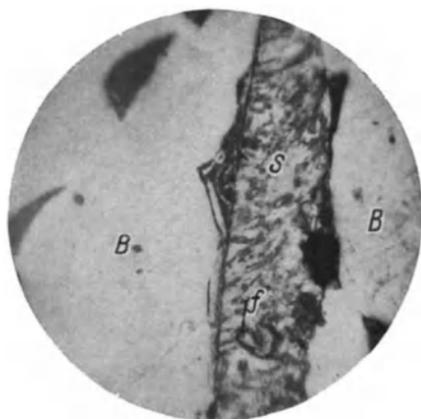


Fig. 190. In Bronze gefaßter Flußstahlspan, mikroskopisch geätzt.  $V = 44$ .

stahl handelte. Die einzelnen Kristallkörner wiesen ferner eine ziemlich starke Verzerrung auf, die darauf hindeutete, daß es sich um Späne handelte, die bei der Spanabnahme wesentliche Formänderungen durchgemacht hatten. Ferner war bei f ein farbiger Einschuß zu erkennen, der nach dem Vorstehenden den Span gleichfalls als Flußstahl erkennen läßt, denn es ist ein Sulfid-schlackeneinschuß.

Sehr geeignet ist auch die Untersuchung des geätzten Schliffes mit dem Mikroskop zur Prüfung der Güte von Schweißungen und Schweißmitteln. Die Fig. 191 bis 193 geben verschiedene Stellen einer Straßenbahnschienenschweißung wieder, die nach dem Thermitverfahren erfolgte. An der Stoßfuge wurde um die beiden

Schienenenden ein etwa 30 cm langer Umguß hergestellt, der den Steg und den Fuß der beiden Schienenenden laschenartig umfaßte; er bestand aus verhältnismäßig kohlenstoffarmem Eisen, die Schiene selbst aus wesentlich kohlenstoffreicherem Stahl.

Es sollte festgestellt werden, ob die Verschweißung der beiden Schienenenden untereinander innerhalb der Stoßfuge, sowie auch die Verschweißung des Umgusses mit dem Fuß und Steg vollkommen und rein metallisch war oder nicht. Fig. 191 zeigt in

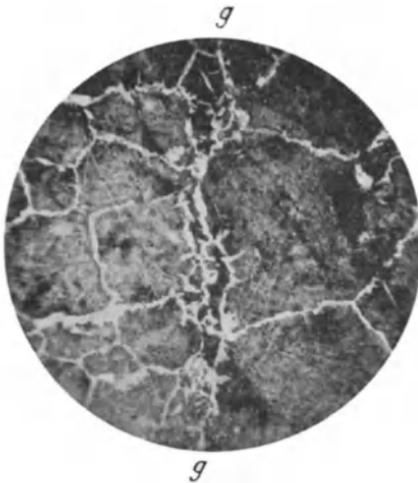


Fig. 191. Schweißfuge bei mit Thermit geschweißten Straßenbahnschienen ohne Schlackeneinschlüsse, im Schnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 60$ .



Fig. 192. Schweißfuge bei mit Thermit geschweißten Straßenbahnschienen mit Schlackeneinschlüssen, im Schnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 60$ .

der Linie gg ein Stück der Stoßfuge; rechts und links von gg liegen die beiden Schienenenden. Man erkennt, daß das Gefüge entsprechend dem hohen Kohlenstoffgehalt der Schienen fast ausschließlich aus großen Perlitkörnern besteht, zwischen denen der nur in geringer Menge vorhandene Ferrit in Form eines weißen, großmaschigen Netzes liegt. Man sieht auch, daß der Übergang zwischen den beiden Schienenenden rein metallischer Natur ist. Trotzdem aber hat die durch das Thermitverfahren erzeugte Wärme nicht genügt, um eine derartig vollkommene neue Gefügebildung an der Übergangsstelle hervorzubringen, daß

die Trennfuge vollständig verwischt wäre. In der Linie gg stoßen nämlich die ursprünglich vorhandenen Kristallkörner der beiden Schienenstücke stumpf aufeinander und der metallische Übergang ist durch verhältnismäßig kleine neue Kristalle bedingt, die durch ihre Form und Lage noch deutlich die ursprüngliche Lage der Trennungslinie der beiden Schienenstücke erkennen lassen.

Fig. 192 gibt eine andere Stelle derselben Stoßfuge wieder, bei welcher die ursprüngliche Trennungslinie mit hh bezeichnet ist; in dieser erkennt man im Gegensatz zu Fig. 191 bei i einen langen Schlackenfaden eingelagert; es ist also an dieser Stelle kein rein metallischer Übergang zwischen den Schienenenden vorhanden und die Schweißung daher nicht vollkommen.

Fig. 193 stellt eine Übergangsstelle von dem einen Schienenende zu dem Umguß dar. Rechts von der Übergangslinie kk erkennt man die kohlenstoffreiche Schiene, die fast nur aus großen Perlitkörnern besteht (vgl.

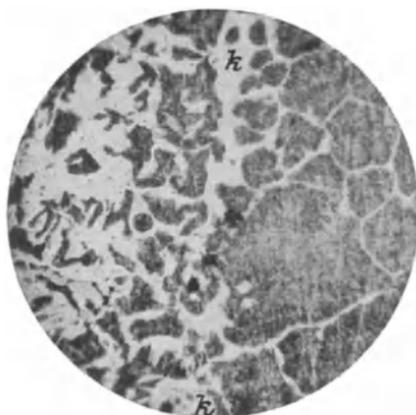


Fig. 193. Schweißfuge bei mit Thermit geschweißten Straßenbahnschienen zwischen Umguß und Schiene, ohne Schlackeneinschlüsse im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 60$ .

Fig. 191), und links davon den Werkstoff des wesentlich kohlenstoffärmeren Umgusses, dessen Kleingefüge also beträchtlich mehr Ferrit aufweist als das der Schiene. Der Übergang zwischen dem Umguß und der Schiene ist rein metallisch und vollkommen schlackenfrei. Es hat jedoch kein vollkommenes Verschmelzen zwischen beiden stattgefunden, denn in diesem Falle würde das Gefüge des Umgusses ganz allmählich in das der Schiene übergehen, während, wie Fig. 193 sehen läßt, dieser Übergang immerhin noch etwas unvermittelt und deutlich erkennbar ist.

Die Untersuchung der Wirksamkeit der Schweißmittel hat auch namentlich eine Rolle gespielt bei der in den letzten Jahren

aus wirtschaftlichen Gründen vielfach vorgenommenen Aufschweißung von kleinen Schnellstahlplättchen auf gewöhnlichen Stahl. So zeigt Fig. 194 oben den durch das Ätzmittel kaum angegriffenen Schnellstahl, unten den Flußstahl, dessen Kohlenstoffgehalt, wie man aus den zahlreichen nur wenig von Perlit

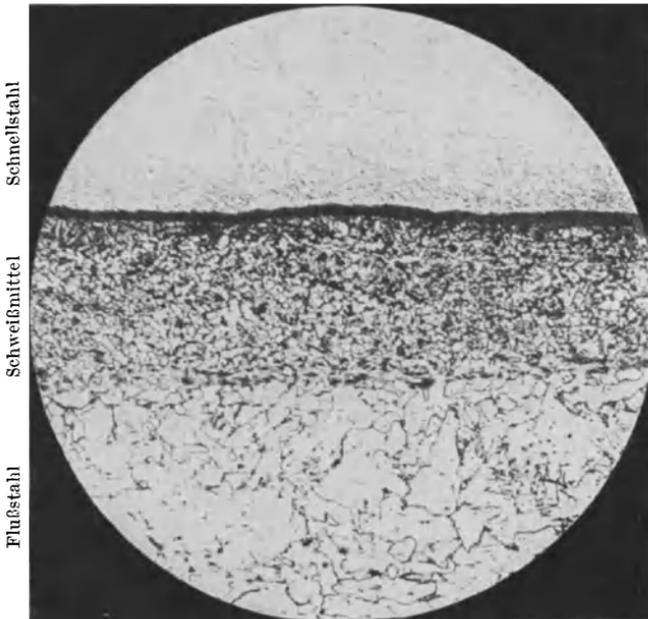


Fig. 194\*. Auf Flußstahl aufgeschweißter Schnellstahl im Längsschnitt, mikroskopisch geätzt.  $V = 50$ .

umsäumten Ferritpolygonen erkennen kann, etwa 0,1% betrug, während zwischen beiden das Gefüge des Schweißmittels auftritt, das einen größeren Betrag an Perlit und damit auch an Kohlenstoff hat und wesentlich feinkörniger ist. Der dieses vom Schnellstahl trennende dunkle Streifen ist kein Schlackeneinschluß, sondern eine Schattenkante, die durch den sehr verschieden starken Angriff des Polier- und Ätzmittels auf die beiden Werkstoffe bedingt ist. Das Schweißmittel setzt unvermittelt gegen beide an, so daß eine eigentliche Verschmelzung nicht erfolgt ist.

Die Fig. 195 und 196 zeigen zwei weitere elektrische Stumpfschweißungen von Schnellarbeitsstahlspiralbohrern (je oben) an gewöhnlichem Flußstahl (je unten), und zwar Fig. 195 eine gut gelungene Schweißung an etwa eutektoidem Stahl, während die

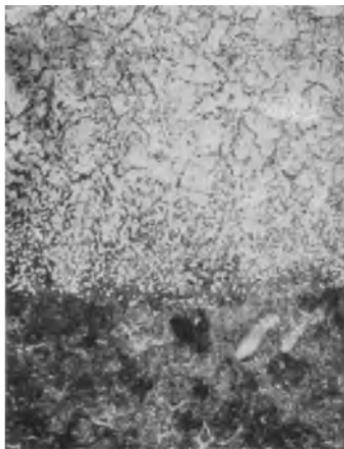


Fig. 195.

Längsschnitte durch elektrische Stumpfschweißungen von Schnellstahlbohrern am Flußstahlschafte.

Gute Schweißung an etwa eutektoidem Stahl.  $V = 100$ .

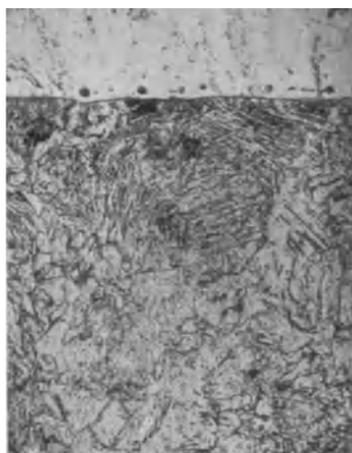


Fig. 196.

Schlechtere Schweißung an weichem Flußstahl mit etwa nur 0,2% Kohlenstoff.  $V = 100$ .

Schweißverbindung mit Kohlenstoffstahl von 0,2% weniger gut gelungen ist, wie aus der Fig. 196 leicht zu entnehmen ist<sup>1)</sup>. Neuestens wird „Hartmetall“ nach R. Walter direkt mit dem Autogenbrenner aufgeschmolzen, was die beste und einfachste Lösung darstellt.

<sup>1)</sup> Vgl. M. v. Schwarz: Zeitschr. f. Metallkunde 7, H. 5 und N. Czako: Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 63. 166. 1919, sowie J. Sauer: Uhlands Prakt. Maschinenkonstrukteur 1919. S. 273.

## C. Anhang.

### Die Ergänzung der mikroskopischen durch andere metallographische Untersuchungen.

In den vorstehenden Ausführungen ist schon des öfteren darauf hingewiesen worden, daß die mikroskopische Untersuchung nicht immer ausreicht, um eine eindeutige Entscheidung zu fällen, sondern daß sie dazu durch andere, chemische oder physikalische Prüfungen ergänzt werden muß.

Ein Fehler, der z. B. bei der Lieferung eines Werkstoffes oder durch nicht sorgfältig getrennte Lagerung der verschiedenen Stahlsorten auftreten kann, ist die Verwechslung von gewöhnlichen Kohlenstoff- und legierten Stahlsorten, insbesondere Schnelldrehstahl. Dieser wird bei sehr hohen Temperaturen (von etwa 1100 bis 1400°) gehärtet, wobei ein gewöhnlicher Kohlenstoffstahl überhitzt oder gar verbrannt und damit verdorben werden würde. Eine sehr einfache Methode zur Unterscheidung beider besteht in der Bestimmung des spezifischen Gewichtes mit einer hydrostatischen Wage; auch eine Federwage wird zur Wägung in Luft und Wasser oft ausreichend sein<sup>1)</sup>. Da das spezifische Gewicht des gewöhnlichen Stahles etwa 7,5 bis 7,8, das des Schnelldrehstahles aber 8,0 bis 8,6 beträgt, so genügt schon eine verhältnismäßig rohe Bestimmung der Dichte.

Als weiteres einfaches, aber nicht immer sicheres Unterscheidungsmerkmal käme die Funkenprobe<sup>2)</sup> in Frage; bei dieser schleift man ein Probestück mit der Schmirgelscheibe und beobachtet das Funkenbild; die Ergebnisse hängen aber etwas von der Art der benutzten Schmirgelscheibe ab.

Die Fig. 197 zeigt schematisch die Schleiffunkenbilder der wichtigsten Stahlsorten, und zwar:

1. Weicher Flußstahl für Einsatzhärtung mit etwa 0,12% C: langauslaufende keulenförmige Funken und glatte Lichtlinien, keine Sternchen.

<sup>1)</sup> Die Dichtebestimmungswage nach M. v. Schwarz, Zentralbl. f. Min. usw. 1910. Nr. 14 und Ferrum, 11; Heft 3 u. 4. 1913/14 ist nicht nur für Leichtlegierungen und die Gehaltsermittlung von Ferrosilicium, sondern auch hier bequem anzuwenden.

<sup>2)</sup> M. Bermann, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 53, 171. 1909.

2. Mittelweicher Flußstahl (Maschinenstahl mittlerer Härte) mit rund 0,5% C: langauslaufende keulenförmige Lichtstreifen,

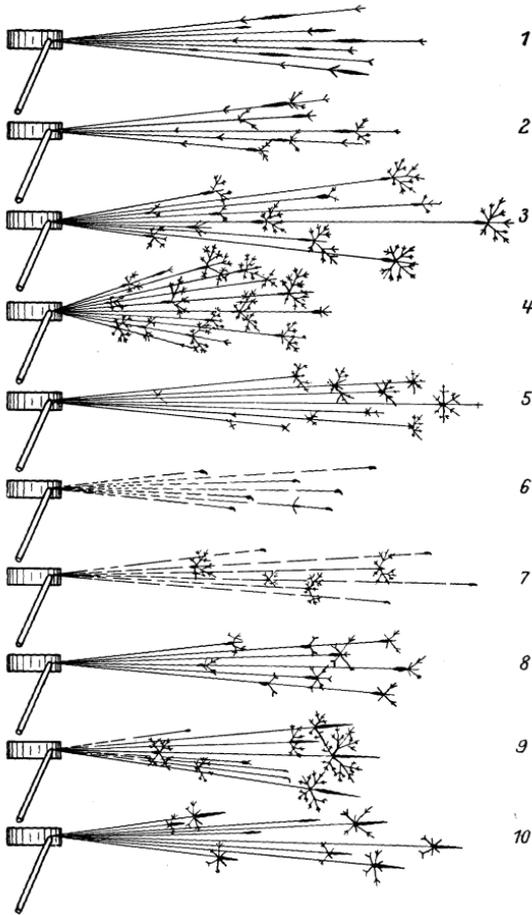


Fig. 197. Schleiffunkenbilder der wichtigsten Stahlsorten.

die sich unter Bildung weniger kleiner einfacher Sternchen von hellgelber Farbe gabeln.

3. Mittelharter Flußstahl (gewöhnlicher Werkzeugstahl) mit 0,9% C: zeigt fast keine keulenförmige Funken, dafür zahlreiche hellgelbe Sternchen.

4. Sehr harter Flußstahl (harter Werkzeugstahl) unlegiert mit etwa 1,2 bis 1,4% C: lebhafte Funkengarben, die aus sehr vielen feinen hellgelben Sternchen bestehen, die sich oft teilen und noch unterteilen (zerplatzen).

5. Manganhartstahl mit 10 bis 14% Mn zeigt zahlreiche Strahlenbündel von weingelber Farbe, sehr lebhafte Zerteilung fast senkrecht zur Funkenfluglinie.

6. Schnelldrehstahl mit etwa 10% W, 4% Cr und etwa 0,7% C zeigt mehrfach unterbrochene, gestrichelte, braunrote Funkenlinien mit kugeligen, mitunter auch abschwenkenden Endfunken von dunkel blutroter Farbe. Einzelne der Endfunken zerknallen zu strahlenarmen, etwas helleren roten Sternchen.

7. Wolframhartstahl (Riffelstahl) mit etwa 1,3% C verhält sich ähnlich wie 6, weist aber einzelne Funkenlinien auf, die zu lebhaft zerknallenden helleren Sternchen auslaufen, die hellgelb sind, während die Funkenlinien dunkelrot erscheinen. Die Strahlenbüschel weisen kugelige Enden auf.

8. Siliziumstahl zeigt lange, zu Keulen auslaufende, hell- bis weißgelbe Lichtlinien und dazwischen einzelne Funkengarben.

9. Chromstahl ergibt bei der Schleiffunkenprobe dunkelgelbe Funkenlinien mit kugeligen Enden, dazwischen treten je nach dem Kohlenstoffgehalt mehr oder weniger zahlreiche und lebhafte Lichtgarben auf.

10. Chromnickelstahl (Baustahl mit etwa 3–4% Ni und etwa 1% Cr) zeigt gelbe langgezogene Funkenlinien mit vereinzelt Strahlenbüscheln.

Wie man sieht, gehört eine ziemlich genaue Kenntnis der einzelnen Funkenbilder dazu, um die verschiedenen Stahlsorten auch nur mit einiger Sicherheit auseinander halten zu können. Voraussetzung ist ferner, daß man eine scharfkörnige, mittelharte Schmirgelscheibe benutzt, die mit einer Umfangsgeschwindigkeit von 30 bis 35 m/sec läuft, und daß man vor allem die Prüfstücke stets mit gleichem Druck dagegen preßt. Zweckmäßig führt man die Prüfung überhaupt so aus, daß man das Probestück mit einem Stahl bekannter Zusammensetzung vergleicht. Unbedingt notwendig ist es, daß die Scheibe nach jedem Versuch gereinigt (abgezogen) wird, damit nicht vom vorhergehenden Versuch an ihr haftende Teilchen das Funkenbild stören.

Selbstverständlich ist, daß zur genaueren Deutung der Mikrographien auch eine chemische Analyse vorgenommen und vor allem der Kohlenstoffgehalt bestimmt werden muß, da dieser aus den Mikrophotographien bei mehr als 1,0% nur schwer festgestellt werden kann<sup>1)</sup>. Dieser ist vor allem auch deswegen wichtig, um die genaue Lage der Haltepunkte aus dem Schaubilde (Fig. 63) entnehmen zu können, deren Kenntnis zum Härten unbedingt erforderlich ist. Im Zweifelsfalle kann man sie auch selbst bestimmen, wenn man im Besitze eines elektrischen Ofens ist. In diesen bringt man eine Probe des Stahles, am besten in Form eines Zylinders, in dessen Bohrung man das durch dünne Porzellanröhrchen geschützte Thermoelement einführt; angenehm, aber nicht erforderlich ist es, wenn ein zweites Thermoelement in einer Porzellanumhüllung im Ofen steckt; der übrige Ofenraum wird zweckmäßig mit Kieselguhr ausgefüllt. Man beobachtet dann beim Anheizen in bestimmten Zeitabständen, von 5 zu 5 oder 10 zu 10 Sekunden, die beiden Thermoelemente und trägt, wie in Fig. 55 beim Blei, die Temperaturen als Ordinaten gegen die Zeiten als Abszissen auf. Die Haltepunkte machen sich dann als horizontale Gerade oder als Richtungsänderungen in der Kurve bemerkbar. Wegen der notwendigen Regulierung des Heizstromes verlaufen die Anheizkurven nicht immer ganz regelmäßig; es ist deshalb empfehlenswerter, die Abkühlkurven bei abgestelltem Heizstrom aufzunehmen. Eine bessere Übersicht erhält man noch, wenn man die Differenzen der Angaben der beiden Thermoelemente gegen die des in dem Porzellan- oder Nickelvergleichskörper befindlichen aufträgt.

Zweckmäßig wird zur Bestimmung der Haltepunkte dazu eine eigene Einrichtung verwendet. Früher war das „Doppelspiegelgalvanometer“ nach Saladin dazu im Gebrauch<sup>2)</sup>, doch ist es sehr empfindlich und deshalb hat sich heute in der Praxis der „Doppelkurvenschreiber“ von Siemens u. Halske A.-G. dafür mehr eingeführt, wie ihn Fig. 198 zeigt.

<sup>1)</sup> Genaue Vorschriften für die verschiedenen Analysen findet man z. B. bei Hinrichsen-Memmler, Das Materialprüfungswesen, 2. Aufl. und O. Bauer und E. Deiß, Probeentnahme und Analyse von Eisen und Stahl. Berlin: Julius Springer 1922.

<sup>2)</sup> Über die Schaltungen vgl. z. B. M. v. Schwarz: Metallphysik a. a. O.

Bei legierten Stahlsorten ist die Bestimmung der Haltepunkte besonders wichtig, um die richtigen Temperaturen bei der Wärmebehandlung einhalten zu können.

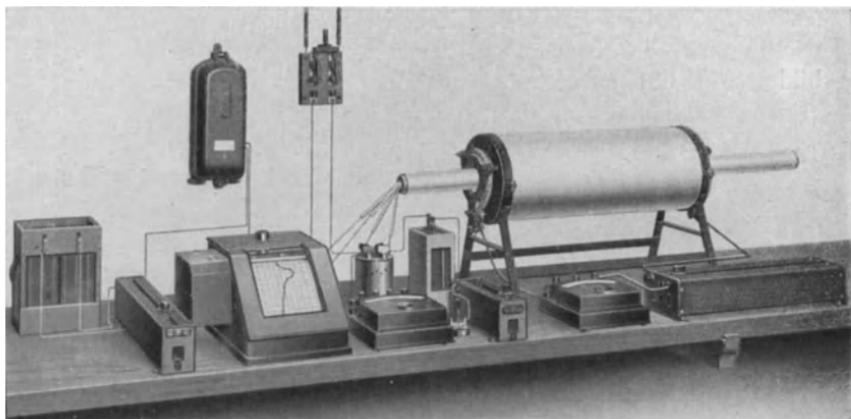


Fig. 198. Haltepunktseinrichtung mit Doppelkurvenschreiber.

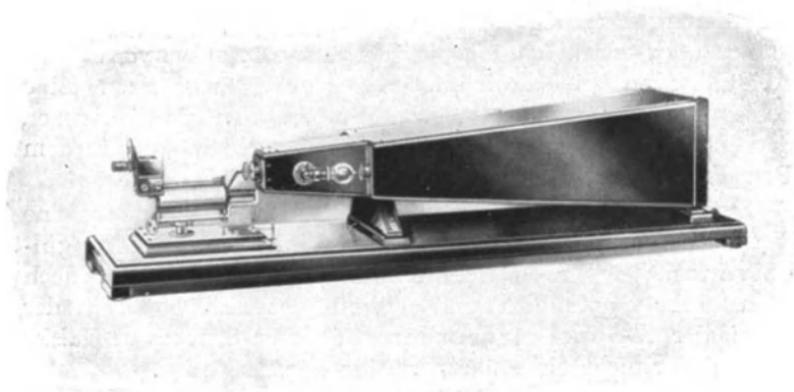


Fig. 199. Dilatometer nach W. C. Heraeus.

Ferner ist die Bestimmung der Wärmeausdehnung hier anzuführen, denn diese ergibt gleichfalls wertvolle Aufschlüsse über das Auftreten von Umwandlungspunkten. Sie wird mit

„Dilatometern“ vorgenommen und findet neustens auch in die Fabriklaboratorien Eingang.

Die Abb. 199 zeigt das Dilatometer von W. C. Heraeus, wobei Probestäbe von 4 mm Durchmesser und 100 mm Länge verwendet werden. In den Abb. 200 und 201 sind einige mit diesem Dilatometer auf photographischem Wege selbsttätig aufgezeichnete Erhitzungs- und Abkühlungskurven in etwa  $\frac{1}{3}$  der natürlichen Größe wiedergegeben. Die Pfeile  $\rightarrow$ , die nach rechts weisen, zeigen die Erhitzungskurven, während die nach links

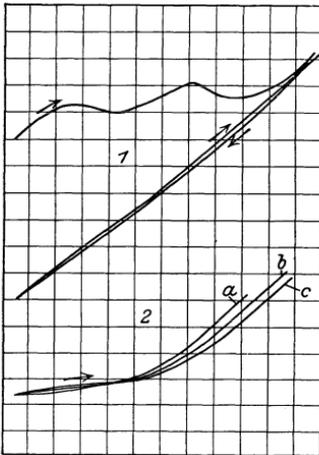


Fig. 200.

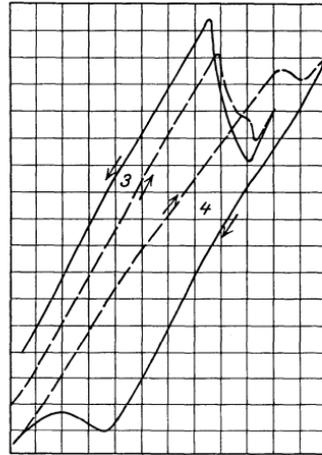


Fig. 201.

gerichteten Pfeile jeweils die Abkühlungskurven angeben. Durch die arabischen Ziffern 1 bis 4 sind folgende vier Proben bezeichnet:

1. Silberstahl, glashart gehärtet, bis auf  $500^{\circ}\text{C}$  erhitzt. Die Kurven zeigen die Längenänderungen, die nur beim ersten Erhitzen (oben) diskontinuierlich verlaufen und das Verhalten dieses Stahles beim Anlassen kennzeichnen.

2. a, b und c zeigt die Anwärmkurven von drei verschiedenen Proben von Invarstahl von  $25$  bis  $500^{\circ}\text{C}$ .

3. zeigt die Erhitzungs- und Abkühlungskurven von Elektrolyt-eisen mit dem Umwandlungspunkt.

4. stellt die Erhitzungs- und Abkühlungskurve einer Schnelldrehstahlprobe bis über den Umwandlungspunkt dar.

Selbstverständlich ist auch, daß man bei bestimmten mechanischen Anforderungen an den Werkstoff seine Härte, Elastizitätsgrenze, Streck- und Bruchgrenze, sowie Dehnung und Querschnittszusammenziehung bestimmen wird. Wie bereits früher erwähnt, gibt das Produkt aus Zerreißfestigkeit und Dehnung einen Maßstab für die Güteziffer. Auch kann man aus einer im Vergleich zur Bruchgrenze hohen Lage der Streckgrenze schon erkennen, ob es sich um einen ausgeglühten oder einen kaltbearbeiteten bzw. vergüteten Werkstoff handelt; sie unterscheiden sich dadurch, daß der kaltbearbeitete die geringste Dehnung besitzt (hierbei wird indessen der mechanischen Prüfung nur immer eine sekundäre Rolle gegenüber der mikroskopischen Untersuchung zufallen).

Die Ausführung der Dauerbeanspruchungen nach der alten Art war bisher mehr in wissenschaftlichen Laboratorien üblich, denn es beanspruchte oft sehr lange Zeit (bis zu mehreren Jahren) bis ein Versuch beendet war. Deshalb erfreuen sich neuestens die Dauerschlagprobe nach Krupp, die Dauerfestigkeitsprüfmaschine nach Lehr-Schenk, die Prüfung der Dämpfungsfähigkeit nach O. Föppl großer Beachtung und erlangen für die Untersuchung und Bewertung der besonders im Kraftfahrzeugbau verwendeten metallischen Werkstoffe immer mehr Bedeutung, da sie rasch und sicher Ergebnisse über das voraussichtliche Verhalten der Baustoffe im Betriebe erzielen lassen. Erfreulicherweise macht sich in der neuzeitlichen Werkstoffprüfung das Bestreben geltend, die Prüfungsart den im Betriebe auftretenden Verhältnissen möglichst anzupassen <sup>1)</sup>. So findet jetzt die dynamische Prüfung der Werkstoffe immer mehr Beachtung <sup>2)</sup>. Von ganz besonderem Interesse ist die Härteprüfung, die sehr rasch und sicher auszuführen ist und bei einschnürenden Stoffen auch Aufschluß über die Zerreißfestigkeit gibt. Die Brinellkugeldruckprobe ist schon so gut eingeführt und bekannt, daß hier nur

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz: Die Gießerei. **11**, H. 10, S. 126 bis 127, 1924.

<sup>2)</sup> Siehe E. Lehr: Die Abkürzungsverfahren zur Ermittlung der Schwingungsfestigkeit von Materialien. Diss. Stuttgart 1925.

darauf verwiesen werden kann <sup>1)</sup>). In letzter Zeit erlangen aber die dynamischen Verfahren der Härteprüfung, besonders wegen ihrer Einfachheit und Anpassung an die tatsächlich auftretenden Beanspruchungen, immer mehr Bedeutung <sup>2)</sup>). Hier soll nur kurz auf den Fallhärteprüfer nach M. v. Schwarz <sup>3)</sup> hingewiesen werden, der durch seine unverwüsthliche Bauart besonders auch für den Werkstättegebrauch geeignet erscheint. Bei ihm wird der Schlag durch ein in einem Rohr untergebrachtes Fallgewicht erzielt, dessen Fallhöhe konstant bleibt. Um die Schlagleistung zu verändern, besonders bei der Prüfung von weicheren Werkstoffen, wird statt des normalen für Gußeisen und Stahl verwendeten 1 kg schweren Bären ein solcher von  $\frac{1}{4}$  kg Gewicht eingesetzt.

Die Einrichtung des Fallhärteprüfers ist aus der Fig. 202 zu entnehmen. Er trägt oben eine Libelle, woran man die Senkrechtheitsstellung leicht erkennt. Zur Härtmessung wird der Fallhärteprüfer auf eine ebene Fläche des Prüfstückes aufgesetzt und durch den Schlag des Fallbären die unten befindliche Stahlkugel eingeschlagen. Wichtig ist dabei, daß das Prüfstück eine genügend große kompakte Masse (etwa 30 kg) besitzt, oder daß kleinere Stücke auf eine Stahlunterlage, etwa einen Amboß, aufgelegt werden. Die Kugeleindrucksdurchmesser werden am einfachsten mit einer Meßlupe bestimmt. Der Zusammenhang zwischen den so gewonnenen Kugeleindrücken und der Brinellhärtezahl bzw. der Zerreißfestigkeit von Stahlsorten ist aus einem Schaubild oder direkt aus dem Transversalmaßstab der zugehörigen Meßlupe zu entnehmen.

Die magnetische Prüfung von Stahlteilen erlangt in letzter Zeit, besonders in Amerika, immer mehr Bedeutung, weil damit rasch Ungleichmäßigkeiten der Halb- oder Fertigerzeugnisse aufgefunden werden können. So werden Stahldrahtseile <sup>4)</sup>), Spann-

<sup>1)</sup> Vgl. z. B. P. W. Döhmer: Die Brinellsche Kugeldruckprobe. Berlin: Julius Springer 1925.

<sup>2)</sup> Vgl. z. B. M. v. Schwarz: Stahl und Eisen 42, S. 582—588. 1922; Zeitschr. f. Metallkunde. Septemberheft 1921 und Maschinenbau 1923/24. H. 10, S. 316ff.; ferner R. Baumann: Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1926. S. 403—404.

<sup>3)</sup> Hergestellt von der Firma Schuchardt u. Schütte, Berlin C 2, Spandauerstr. 28/29.

<sup>4)</sup> Vgl. R. L. Sandfort: Technol. Papers of the U. S. Bureau of Standards Nr. 315, S. 497—518.

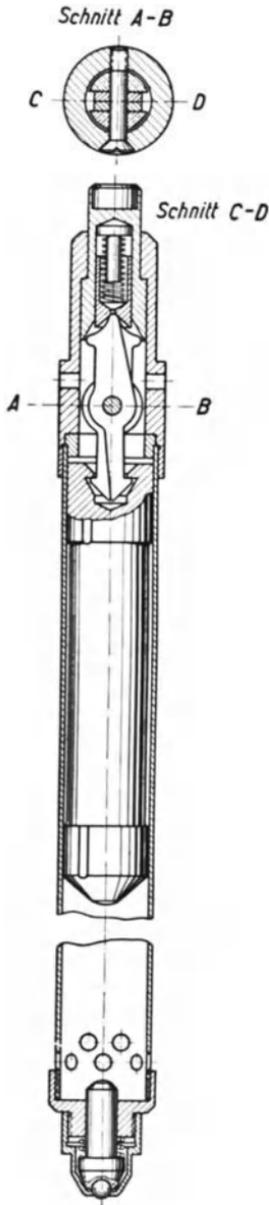


Fig. 202. Schnitt durch den Fallhärteprüfer nach M. v. Schwarz.

drähte für Flugzeuge, Schienen usw. laufend ohne Beschädigung geprüft und Fehlstellen sogleich erkannt.

Auch elektrische Leitfähigkeitsbestimmungen, besonders bei Drähten und Bändern, möglichst bei verschiedenen Temperaturen, vermögen wertvolle Aufschlüsse zu liefern.

Zur Erkennung der Zähigkeit ist die Bestimmung der Biegezahl bei Drähten, Bändern und Blechen sehr geeignet. Man nimmt dazu etwa 6 bis 10 mm breite und 100 mm lange Streifen, die man zur Hälfte zwischen die nach einem bestimmten Krümmungsradius (etwa 2—5 mm) abgerundeten Schraubstockbacken spannt (da es sich hierbei nur um relative Vergleiche handelt, so spielt die Größe der Krümmung keine Rolle, wenn nur immer wieder dieselbe benutzt wird<sup>1)</sup>). Man biegt dann den Streifen zunächst um 90° nach der einen Seite, eventuell unter Benutzung eines Holzhammers, und wieder zurück (dies zählt als eine Biegung), darauf nach der anderen Seite und wieder zurück in die Anfangslage (zweite Biegung) und wiederholt dies so lange, bis der Bruch eintritt. Harter und spröder Werkstoff bricht schon nach einer halben Biegung, während weiche, zähe Bleche eine Biegezahl von 12 und mehr ergeben.

<sup>1)</sup> Für Drähte und Streifen sind eigene Apparate geschaffen worden mit auswechselbaren Backen von verschiedenen Krümmungsradien. Nach einer persönlichen Mitteilung von S. Rejtö soll man den Krümmungsradius = 2,16 des Durchmessers des Drahtes oder Bandes wählen, weil dann die Zahl  $I$  der einfachen Biegungen in dem Verhältnis zur Bildsamkeit  $K$  steht, daß  $lg I = K$  ist.

Zur Untersuchung der Sprödigkeit leistet die Kerbschlagprobe noch bessere Dienste; für quantitative Bestimmungen führt man sie mit einem

Pendelschlagwerk an Probestäben aus, über deren Abmessung (ähnlich wie bei den Zerreißstäben) eine bestimmte Übereinkunft besteht. Für die Betriebsuntersuchung

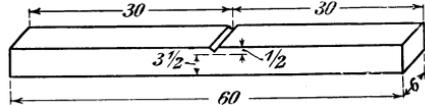


Fig. 203\*. Kerbschlagbiegeprobe nach E. Heyn.

meist genügend ist auch die einfachere Kerbschlagbiegeprobe von E. Heyn. Bei dieser wird in einen Probestab von  $4 \times 6 \times 60$  mm (siehe Fig. 203) ein scharfer Kerb von  $1/2$  mm Tiefe mit einem unter einem Winkel von  $60^\circ$  geschliffenen Stahl eingehobelt. Diese kleinen Abmessungen gestatten, auch Probestäbe aus Blechen (z. B. Kesselblechen) oder aus verschiedenen Zonen zu entnehmen, was namentlich bei geseigertem Werkstoff von Wichtigkeit ist.

Der gekerbte Stab wird dann, wie Fig. 204 zeigt, in einen Schraubstock gespannt und durch einen Schlag mit einem Handhammer in der Pfeilrichtung um  $90^\circ$  gebogen (dies gilt als erste Biegung); er wird dann mit Hilfe des Schraubstockes wieder gerade gerichtet (zweite Biegung) und dies so lange wiederholt, bis der Bruch eintritt. Bei weichem zähem Flußstahl

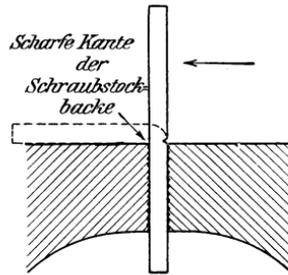


Fig. 204\*. Kerbschlagbiegeprobe nach E. Heyn.

erhält man die Biegezahl 4 (abgekürzt  $B_z = 4$ ), während bei sehr sprödem (z. B. überhitztem) Stahl der Stab sofort bei dem ersten Schlage bricht, ohne wesentlich aus seiner Anfangslage herauszugehen; er hat dann die Biegezahl 0. Nach dem Verhalten bei dieser Probe kann man das Material von 0 bis 4 bei um  $1/2$  wachsenden Stufen in 8 Klassen einteilen, was für die Praxis vollständig ausreichend ist. Da die Kertzähigkeit senkrecht zur Walzrichtung meist kleiner als parallel zu ihr ist, so wird man die Probestücke möglichst in diesen beiden Richtungen entnehmen. Sie kann dann auch Aufschluß über die Walzrichtung geben.

Voraussetzung ist allerdings dazu, daß größere nichtmetallische Einschlüsse fehlen.

Ebenso sei hier auch nochmals auf die verschiedene Löslichkeit von ausgeglühtem, gehärtetem und bei verschiedenen Temperaturen angelassenem Stahl, sowie von kalt bearbeitetem und wieder erwärmtem Stahl in 1%iger Schwefelsäure verwiesen (siehe S. 160). Man wählt dazu etwa Proben von 20 g von möglichst gleicher Oberfläche, die man einzeln in verschiedenen Glasgefäßen an Glashaken aufhängt, nachdem sie von anhaftenden Fettsuren u. ä. durch Waschen mit Alkohol und Äther oder Benzin bzw. dem nicht feuergefährlichen Trichloräthylen gereinigt und ihr Gewicht bestimmt ist. Nach 24 Stunden werden sie, nach sorgfältigem Abwischen einer etwa gebildeten Rostschicht, wieder gewogen. Zum Vergleich führt man dabei dieselben Versuche mit einem  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $900^{\circ}$  ausgeglühten Stück desselben Werkstoffs durch.

## Figurennachweis.

Nr.	Aufgenommen durch	Literaturquelle, aus der die Figuren entnommen wurden
7	E. Heyn u. O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>30</b> , 1, 1912.
9	O. Kröhnke	Kurze Einführung in den inneren Gefügeaufbau der Eisenkohlenstofflegierungen. Berlin 1911. Concordia, Deutsche Verlagsanstalt G. m. b. H. (Fig. 27).
10	O. Kröhnke	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 28).
11	F. Wüst u. H. L. Felser	Metallurgie 1910, S. 363.
12a u. b	O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>35</b> , 204, 1917.
15	M. v. Schwarz	Zeitschr. f. Metallkunde <b>12</b> , 1, 1920.
16	M. v. Schwarz	Eisenhüttenkunde Bd. II, 159, Berlin 1925 (Fig. 34).
17a u. b	E. Heyn	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>24</b> , 253, 1906.
19a u. b u. 20a u. b	P. Mellmann	Werkstattstechnik <b>20</b> , H. 12. 1926.
21	M. v. Schwarz	Ebenda <b>18</b> , H. 14, 1924.
23a	E. Heyn u. O. Bauer	Stahl u. Eisen <b>32</b> , 402, 1912.
24	E. Heyn u. O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>31</b> , 92, 1913.
26a u. b	E. Heyn	Desgl. wie zu Fig. 17a u. b.
30—32	H. Rudeloff	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>33</b> , 85, 1915.
33a, b u. c	A. Fry	Kruppsche Monatshefte, Juli 1921.
36	E. H. Schulz u. R. Fiedler	Stahl u. Eisen <b>40</b> , 21, 1920.
41	R. Loebe	Zeitschr. d. Ver. dtsh. Ing. <b>59</b> , 577, 1915.
42	E. Heyn u. O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>31</b> , 168, 1913.
44	M. v. Schwarz	Zeitschr. d. Ver. dtsh. Ing. 1920. Nr. 31, S. 589ff. (Fig. 23).
49	M. v. Schwarz	Zeitschr. f. Metallkunde, Juni 1923.
52a	M. v. Schwarz	Ebenda <b>12</b> , H. 18, 1920.
52b	M. v. Schwarz	Metallphysik. Leipzig 1925. (Fig. 153.)
59—61	O. Kröhnke	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 6, 4, 8).
62 u. 63	K. Daeves	Werkstoffausschuß, Bericht Nr. 42. (Fig. 2 u. 4).
72	M. v. Schwarz	Wie zu Fig. 16, S. 159 (Fig. 49).

Nr.	Aufgenommen durch	Literaturquelle, aus der die Figuren entnommen wurden
74—75 76 77 78	E. Heyn u. O. Bauer Krupp, Gußstahlwerk A.G. M. v. Schwarz Brearley-Schäfer	Desgl. wie zu Fig. 42. Wie zu Fig. 16 aus Tafel 2, S. 160. Die Wärmebehandlung der Werkzeugstähle. Berlin: Julius Springer 1919. (Fig. 31.)
83	E. Heyn u. O. Bauer	Metallographie. 2. Teil. Sammlung Göschen (Fig. 18).
86	E. Heyn u. O. Bauer	H. Hanemann: Einführung in die Metallographie und Wärmebehandlung. Berlin 1915. S. 87, Fig. 24.
88 93 a u. b, 95, 96 u. 105	Brearley-Schäfer M. v. Schwarz	Desgl. wie zu Fig. 78 (Fig. 34). Bayer. Ind.- u. Gewerbeblatt 1925. H. 1 u. 2.
109	Friedr. Krupp, Gußstahlwerk A.G.	
113	O. Bauer u. E. Deiß	Probeentnahme und Analyse von Eisen und Stahl. Berlin: Julius Springer 1912. (S. 62.)
114	E. Heyn	Stahl u. Eisen 26, 1299. 1906.
118 a	E. Maurer	Gießerei-Ztg. 1924. N. 21 u. Krupp'sche Monatshefte 1924. S. 115.
118 b	F. Greiner und Th. Klingenstein	Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 70, 388, 1926.
119	O. Bauer u. E. Wetzell	Ferrum 14, 1. 1916/17.
122	K. Harnecker	Stahl u. Eisen 39, 1307. 1919.
123	F. Wüst	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 38).
132	F. Erbreich	Stahl u. Eisen 35, 773. 1915.
133	C. Bach u. R. Baumann	Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien. Berlin: Julius Springer 1915. (Fig. 522).
136	C. H. Desch	Metallography. London 1910. S. 178. Fig. 69.
137	Brearley-Rapatz	Blöcke und Kokillen. Berlin: Julius Springer 1926. S. 4. Fig. 1.
138, 139	K. Meerbach	Stahl u. Eisen 40, 141, 1920.
140	P. Oberhoffer	Das Technische Eisen. Berlin: Julius Springer 1925. S. 346. Fig. 314.
150	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 133 (Fig. 358).
155	M. v. Schwarz	Zeitschr. d. Bayer. Revisions-Vereins. 27, 85, 1923.

Nr.	Aufgenommen durch	Literaturquelle, aus der die Figuren entnommen wurden
156 157	C. Bach u. R. Baumann O. Bauer	Desgl. wie zu Fig. 133 (Fig. 130). Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>35</b> , 194, 1917.
158 160	C. Bach u. R. Baumann M. v. Schwarz	Desgl. wie zu Fig. 133 (Fig. 127). Technik und Kultur H. 11, 1925 und der Metallgießer <b>6</b> , H. 2 u. 4.
161 b	Brearley-Schäfer	Einsatzhärtung von Eisen und Stahl. Berlin: Julius Springer 1926. S. 190. Fig. 99.
169, 170 171 u. 172	O. Bauer u. E. Wetzell M. v. Schwarz	Stahl u. Eisen <b>31</b> , 226, 1911. Metallphysik. Leipzig 1925. S. 21. Fig. 27 u. 28.
173 a 173 b	P. Goerens u. P. Fischer M. v. Schwarz	Gießerei-Ztg. <b>17</b> , 160, 1920. Zeitschr. d. Bayr. Revisions-Vereins <b>28</b> , 153, H. 17 1924.
175 177 u. 178	C. Bach u. R. Baumann M. v. Schwarz	Desgl. wie zu Fig. 133 (Fig. 94). Zeitschr. d. Bayer. Revisions-Vereins 1926. Nr. 5 u. 6.
182	E. Heyn u. O. Bauer	Metallographie <b>1</b> , 69, Fig. 44. Berlin 1926.
183	M. v. Schwarz	Zeitschr. d. Bayer. Revisions-Vereins <b>27</b> , 84, 1923.
185 187 194	O. Kröhnke C. Bach u. R. Baumann F. Wüst	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 26). Degl. wie zu Fig. 133 (Fig. 136). Drucksache Nr. 4 des Vereins dtsh. Maschinenbauanstalten.
202 203, 204	M. v. Schwarz E. Heyn	Maschinenbau 1923/24. H. 10. S. 316. Desgl. wie zu Fig. 17 a u. b.

## Literaturverzeichnis.

- Bach, C. v. und R. Baumann: Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1921.
- Bauer, O. und E. Deiß: Probeentnahme und Analyse von Eisen und Stahl. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1922.
- Bauer, O. und E. Heyn: Metallographie. 3. Aufl. Von O. Bauer. Leipzig und Berlin: Sammlung Göschen 1926.
- Brearley-Rapatz: Blöcke und Kokillen. Berlin: Julius Springer 1926.
- Brearley-Schäfer: Die Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1919.
- Dannemann, F. und M. v. Schwarz: Die Eisengewinnung von den ältesten Zeiten bis auf den heutigen Tag. München und Berlin: R. Oldenbourg 1925.
- Geiger, C.: Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1925.
- Gemeinfaßliche Darstellung des Eisenhüttenwesens. 12. Aufl. Düsseldorf: Stahlisenverlag 1923.
- Goerens, P.: Einführung in die Metallographie. 5. Aufl. Halle a. d. Saale: W. Knapp 1926.
- Guertler, W.: Metallographie. Berlin: Gebr. Borntraeger 1911. f. f.
- Hanemann, H.: Einführung in die Metallographie und Wärmebehandlung. Berlin: Gebr. Borntraeger 1912.
- Hütte. Taschenbuch der Stoffkunde. Berlin: W. Ernst u. Sohn 1926.
- Klingenstein, Th.: Gußeisen-Taschenbuch. Stuttgart: Wissenschaftliche Verlagsgesellschaft 1926.
- Kröhnke, O.: Kurze Einführung in den inneren Gefügebau der Eisenkohlenstofflegierungen. 2. Aufl. Berlin: Concordia Deutsche Verlagsanstalt 1911.
- Mars, G.: Die Spezialstähle. 2. Aufl. Stuttgart: F. Enke 1925.
- Martens, A. v. und E. Heyn: Handbuch der Materialienkunde. Bd. 2. Berlin: Julius Springer 1912. Neudruck 1919.
- Meerbach, K.: Die Werkstoffe für den Dampfkesselbau. Berlin: Julius Springer 1922.
- Mehrtens, J.: Das Gußeisen. Werkstattbücher. Heft 19. Berlin: Julius Springer 1925.
- Mehrtens, J.: Deutsches Gießerei-Taschenbuch. München und Berlin: R. Oldenbourg 1923.
- Memmler, K.: Das Materialprüfungswesen. 2. Aufl. Nach F. W. Hinrichsen. Stuttgart: F. Enke 1924.
- Müller, W.: Materialprüfung und Baustoffkunde für den Maschinenbau. München und Berlin: R. Oldenbourg 1924.
- Oberhoffer, P.: Das technische Eisen. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1925.
- Osann, B.: Lehrbuch der Eisen- und Stahlgießerei. 4. Aufl. Leipzig: W. Engelmann 1920.

- Osmond, F.: Methode générale pour l'analyse micrographique des aciers au carbone. Paris 1901. Deutsch von L. Heurich. Halle a. d. Saale: W. Knapp.
- Osmond, F. and J. E. Stead: Microscopic analysis of metals. London: Ch. Griffin u. Co. 1904.
- Primrose, J. S. G.: The practical metallography of iron and steel. Manchester: The Scientific Publishing Company 1913.
- Rapatz, F.: Die Edelmehle. Berlin: Julius Springer 1925.
- Rejtö, A.: Einige Prinzipien der theoretischen mechanischen Technologie der Metalle. Berlin: VDI-Verlag. 1927.
- Ruer, R.: Metallographie und elementare Darstellung. 2. Aufl. Hamburg und Leipzig: J. Voß 1917.
- Sauveur, A.: The metallography and heat treatment of iron and steel. Cambridge, Mass. U.S.A.: Sauveur and Boylston 1916.
- Schäfer, R.: Die Konstruktionsstähle und ihre Wärmebehandlung. Berlin: Julius Springer 1923.
- Simon, E.: Härten und Vergüten. Berlin: Julius Springer 1921.
- Schwarz, M. v.: Metallphysik. Leipzig: J. A. Barth 1925.
- Schwarz, M. v.: Eisenhüttenkunde. Bd. 1. 1924; Bd. 2. 1925. Berlin: Sammlung Göschen.
- Schwarz, M. v.: Legierungen. Stuttgart 1920. F. Enke.
- Tammann, G.: Lehrbuch der Metallographie. 2. Aufl. Leipzig: L. Voß 1921.
- Thum, A.: Die Werkstoffe des Maschinenbaues. Sammlung Göschen 1926.
- Wawrzyniak, O.: Handbuch des Materialprüfungswesens. 2. Aufl. Berlin: Julius Springer 1923.
- Centralblatt der Hütten und Walzwerke. Berlin S.W. 48. Industrie-verlag von Hernhaussen A.G.
- Kruppsche Monatshefte Essen.
- Mitteilungen aus dem Eisenhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule in Aachen.
- Mitteilungen aus dem Kaiser Wilhelm-Institut für Eisenforschung. Stahleisenverlag Düsseldorf.
- Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem. Berlin: Julius Springer.
- Stahl und Eisen. Düsseldorf: Stahleisenverlag.
- Zeitschrift für Metallkunde. Berlin: VDI-Verlag.

## Autorenverzeichnis.

- |   |  |   |
|---|--|---|
| <p>Altpeter, H. 160.</p> <p>Bach, C. v. 33, 150, 163, 188, 189, 190.</p> <p>Bauer, O. 24, 87, 94, 136, 138, 148, 154, 155, 160, 165, 179, 187, 188, 189, 190.</p> <p>Baumann, R. 33, 183, 188, 189, 190.</p> <p>Bauschinger, J. 145.</p> <p>Belajew, N. T. 127.</p> <p>Bergmann, W. 33, 145.</p> <p>Bermann, M. 176.</p> <p>Bernard, V. 130.</p> <p>Brearley, AW. und H. 12.</p> <p>Brearley-Rapatz 129, 188, 190.</p> <p>Brearley-Schäfer 104, 107, 150, 188, 189, 190.</p> <p>Broek, J. A. v. den 145.</p> <p>Chappell, C. 157.</p> <p>Charpy, G. 160.</p> <p>Chatelier, Le 57.</p> <p>Czako, N. 175.</p> <p>Czochralski, J. 128.</p> <p>Dannemann, F. 190.</p> <p>Daeves, K. 187.</p> <p>Deiß, E. 179, 188, 190.</p> <p>Desch, C. H. 129, 188.</p> <p>Döhmer, P. W. 183.</p> <p>Dujardin, P. F. 50, 57.</p> <p>Durand 160.</p> | <p>Eichberg, G. 136.</p> <p>Eicken, H. 76.</p> <p>Erbreich, F. 188.</p> <p>Falck, K. 46.</p> <p>Felser, H. L. 187.</p> <p>Fiedler, R. 187.</p> <p>Fischer, Fr. P. 157, 189.</p> <p>Föppl, O. 182.</p> <p>Frei, H. 119.</p> <p>Fry, A. 6, 34, 35, 107, 187.</p> <p>Geiger, C. 190.</p> <p>Goerens, P. 12, 157, 189, 190.</p> <p>Graf, S. H. 138.</p> <p>Greiner, F. 116, 188.</p> <p>Großkesselbesitzer 160.</p> <p>Guertler, W. 190.</p> <p>Hanemann, H. 76, 82, 87, 158, 190.</p> <p>Harnecker, K. 188.</p> <p>Heraeus, W. C. 180ff.</p> <p>Heyn, E. 20, 24, 28, 48, 87, 94, 113, 135, 136, 138, 155, 156, 165, 185, 187, 188, 189, 190.</p> <p>Hinrichsen, F. W. 179, 190.</p> <p>Hütte 190.</p> <p>Jüptner, H. Frh. v. 55.</p> <p>Klingenstein, Th. 116, 188, 190.</p> <p>Körper, F. 146.</p> | <p>Kröhnke, O. 187, 189, 190.</p> <p>Krupp, Fr. 182, 188, 191.</p> <p>Le Chatelier 57.</p> <p>Ledebur, A. 107.</p> <p>Lehr, E. 182.</p> <p>Leitz, E. 57.</p> <p>Loebe, R. 187.</p> <p>Mars, G. 190.</p> <p>Martens, A. v. 48, 54, 56, 80, 190.</p> <p>Maurer, E. 116ff., 188.</p> <p>Meerbach, K. 131, 188, 190.</p> <p>Mehrtens, J. 190.</p> <p>Mellmann, P. 22, 187.</p> <p>Memmler, K. 179, 190.</p> <p>Meyer, H. H. 143.</p> <p>Morave, F. 76.</p> <p>Müller, W. 190.</p> <p>Nußbaum, W. 23, 24.</p> <p>Oberhoffer, P. 129, 131, 132, 141, 188, 190.</p> <p>Oertel, W. 136.</p> <p>Osann, B. 119, 190.</p> <p>Osmond, F. 60, 90, 191.</p> <p>Paquet 12.</p> <p>Piwowsky, E. 159.</p> <p>Pomp, A. 146.</p> <p>Portevin, A. 78, 130.</p> <p>Primrose, J. S. G. 191.</p> |
|---|--|---|

- |  |   |  |
|--|---|--|
| Rapatz, F. 12, 28, 129,<br>188, 190, 191.    | Schuchardt und Schütte<br>183.  | Strauß, B. 169.                              |
| Reichert, C. 57.                             | Schütz, E. 115.   | Tammann, G. 133, 143,<br>191.                |
| Rejtö, S. (A.) 184, 191.                     | Schulz, E. H. 91, 187.  | Thum, A. 191.                                |
| Roberts, Austen 71.                          | Schwarz, M. v. 22, 33,<br>43, 49, 54, 55, 56,<br>85, 104, 114, 128,<br>145, 150, 157, 159,<br>163, 165, 175, 176,<br>179, 182, 183, 184,<br>187, 188, 189, 191. | Van den Broek, J. A. 145.                    |
| Rudeloff, H. 187.                            |   | Vereinigung der Groß-<br>kesselbesitzer 160. |
| Ruer, R. 191.                                |   | Walter, R. 92, 119, 175.                     |
| Sandfort, R. L. 183.                         | Schwinnig, W. 21.   | Wawrziniok, O. 191.                          |
| Sauer, J. 175.                               | Siemens u. Halske 179.  | Wetzel, E. 154, 188, 189.                    |
| Sauveur, A. 191.                             | Simon, E. 191.  | Winkel, W. 56, 57.                           |
| Schäfer, R. 104, 107,<br>150, 188, 189, 191. | Stead, J. E. 191.   | Wüst, F. 121, 187, 188,<br>189.              |
| Schenk 182.                                  | Stilwell, E. H. 99.   | Zeiß, C. 56, 57.                             |
| Schneider, W. 76.                            | Stotz, R. 121.  |  |
| Schottky, H. 19.                             |   |  |
| Schrader, A. 82.                             |   |  |

## Sachverzeichnis.

- Abbremschweißung 44.  
Abkühlungsgeschwindigkeit 111, 123, 127, 131.  
Abkühlungskurve 58ff., 62, 179ff., 181.  
Abkürzungsverfahren zur Schwingungsfestigkeitsprüfung 182.  
Abnutzung 101ff.  
Abnutzungswiderstand 94.  
Abschrecken 98, 126ff.  
Abschreckplatten 118.  
Achterförmige Seigerung 37ff.  
Ätzen 1ff., 4, 34, 51, 161.  
Ätzmittel nach A. Fry 34, 146.  
— nach E. Heyn 4.  
— nach P. Oberhoffer 5.  
— für Zementit 51.  
Akrit 92.  
Alkalische Natriumpikratlösung 51.  
Alkoholische Salpetersäure 51.  
Alterungserscheinungen 33ff., 145, 156, 163.  
Aluminiumoxyd 50.  
Ammonitratlösung 160.  
Anlaßfarbe 92.  
Anlaßtemperatur 86ff., 92.  
Anrisse 8, 27, 32, 145ff., 162.  
Anwärmkurve s. a. Erhitzungs- 181.  
Atomdispers 82.  
Ausglühen s. a. Glühen 94, 102, 138, 142, 145, 161.  
Austenit 71ff., 108.  
Autogenschweißung 40ff., 169ff.
- Bariumkarbonat** 95.  
**Baummannsche Schwefelabdruckprobe** 6, 15ff., 70.  
**Baustähle** 107.  
**Beizsprödigkeit** 94.  
**Bessemerstahl** 11ff.  
**Bessemerstahlguß** 126.  
**Biegeversuche** 137.  
**Biegezahl** 184ff.  
**Biegungsfestigkeit** 113, 115.  
**Black heart** 121ff.  
**Blaubruch** 33, 145, 156.
- Blaubruchttemperatur** 145.  
**Bleche** s. Bördel und Kesselbleche.  
**Blöcke** 11.  
**Blockform** 11.  
**Blutlaugensalz** 95.  
**Bördelblech** 8.  
**Brinellhärte** 85, 99, 115, 182.  
**Brinell-Kugeldruckprobe** 182.  
**Bromsilberpapier** 6.  
**Bruchdehnung** 126, 131.  
**Bruchgrenze** 182.  
— s. a. Zerreißfestigkeit.  
**Bruchkorn** 137.  
**Bruchursache** 47, 93, 135.
- Chrom** 93.  
**Chromnickelstahl** 100, 178.  
**Chromstahl** 86, 92, 129, 178.
- Damaszenerstahl** 10.  
**Dampfkessel** 33.  
**Dauerbeanspruchung** 182.  
**Dauerfestigkeitsprüfmaschine** 182.  
**Dauerschlagprobe** 182.  
**Dehnung** 126, 131, 133, 182.  
**Dendriten** 127.  
**Diffusion im festen Zustand** 63, 95.  
**Dilatometer** 180ff.  
**Doppeldruckverfahren** 22ff.  
**Doppelkurvenschreiber** 179ff.  
**Doppelstauchvorgang** 22ff.  
**Doppelung** 12.  
**Draht (Untersuchung)** 47ff., 145, 184.  
**Drahtseile** 183.  
**Doppelspiegelgalvanometer** 179ff.  
**Dynamische Werkstoffprüfung** 182.
- Ehrhardtverfahren** 25, 38, 41.  
**Einsatzhärtemittel** 95.  
**Einsatzhärtung** 85ff.  
**Einsatzzone** 101.  
**Einschlüsse** 168ff.  
**Eisen-Graphitsystem** 110ff.  
**Eisenkarbid** 70ff.  
**Eisen-Kohlenstoffschaubild** 69ff. und Tafel.

- Eisenoxyduloxyd 124, 139.  
 Elastizitätsgrenze 145, 182.  
 Elektrische Schweißung 43ff., 175ff.  
 Elektrolyteisen 72, 73, 181.  
 Elektro Stahl 11ff.  
 Entkohlung 136ff., 139.  
 Entreckung 158.  
 Entschwefelungsverfahren 119.  
 Erhitzungskurve 58, 181.  
 Erstarrungspunkt 58.  
 Eutektikum 66ff., 71.  
 Eutektische Horizontale 66ff., 70.  
 Eutektoider Punkt 72ff.  
 Exsikkator 5, 51, 52.
- Fallhärteprüfer 183ff.  
 Faser 8.  
 Fasernverlauf 23, 33.  
 Federn 92.  
 Ferrit 73.  
 Ferritzeilen 141ff.  
 Feste Lösung 61.  
 Festigkeit 113.  
 — s. a. Zerreiß- und Biegefestigkeit.  
 Fittings 124ff.  
 Flächenprozent 64, 68.  
 Flußstahl 11ff., 170ff.  
 Formänderungen 22, 30ff.  
 Formänderungsgeschwindigkeit 153.  
 Formänderungsvermögen 133.  
 Frischen 7, 168.  
 Funkenprobe 176ff.
- Gasblasen 12ff.  
 Gasflasche 133ff.  
 Gasglühlichtstrumpfhalter 105.  
 Gasrohr 40.  
 Gefügestörung 36.  
 Gefügeübersicht 88.  
 Gelenkmikroskop 53ff.  
 Gesetz des Gleichgewichts 46.  
 Getriebe 100.  
 Gießtemperatur 117.  
 Gleichgewicht, Gesetz des 64.  
 Gleitlinien 166ff.  
 Glühbehandlung von Grauguß 115.  
 Glühen 138.  
 Glühfrischen 120ff.  
 Glühtemperatur 158.
- Glühtemperaturen, zweckmäßige  
 131, 133.  
 Graphit 109ff.  
 Grauguß 107ff.  
 Grobkörnigkeit 157ff.  
 Gußeisen 107ff.  
 Gußeisenveredelung 115.  
 Gußgefüge 132.  
 Gußspannungen 115.  
 Güteziffer 133.
- Haarrisse 160ff.  
 Härteprüfung 182ff.  
 Halbirtes Roheisen 118.  
 Haltepunkte 58ff., 98, 179.  
 Haltepunktsbestimmung 179ff.  
 Handelsgrauguß 114.  
 Hardenit 86.  
 Harnetverfahren 11.  
 Härte 87ff., 155, 182ff.  
 Härten 79ff., 99, 126ff.  
 Härterisse 91.  
 Harte Stellen 126.  
 Hartguß 117ff.  
 Hartgußwalze 171.  
 Hartmetall 92, 175.  
 Hebelgesetz 64, 71, 74ff.  
 Hiebharbe 146ff.  
 Hochwertiger Grauguß 115ff.  
 Homogenisierung 63, 138.  
 Hydrostatische Wage 176.
- Inhomogene Mischkristalle 63.  
 Innere Spannungen 115.  
 Izett-Flußstahl 34, 145.
- Kaltbearbeitung 22ff., 25, 33, 36, 94,  
 135, 140ff., 143, 154, 160, 163.  
 Kaltbruch 15.  
 Kaltstauchen 22ff., 36.  
 Kaltwalzen 70, 145.  
 Kerbbiegeprobe 137ff., 185ff.  
 Kerben 8, 21, 137, 148ff.  
 Kerbschlagprobe 137ff.  
 Kerbzähigkeit 131, 136.  
 Kernzone 17, 29, 36, 94.  
 Kesselblech 12, 27, 146, 155, 158,  
 166, 185.  
 Kesselstein 146, 155.

- Körniger Perlit 75 ff.  
 Kohlenoxyd 95.  
 Kohlensäureflasche 133 ff., 149.  
 Kokille 11.  
 Kolbenringe 115.  
 Kopfstäuche 22 ff.  
 Korndurchmesser 167.  
 Korngrenzen 137, 163.  
 Korngrenzenrisse 159, 162.  
 Korngrenzenzementit 159.  
 Korngrößebestimmung 165, 167.  
 Kornstreckung 144, 147.  
 Kornstruktur 131.  
 Kornvergrößerung 136, 158.  
 Kornzahl 138.  
 Kornzerfall 36.  
 Korrosion 32, 146, 163.  
 Kraftwirkungsfiguren 34 ff., 146.  
 Krähenfußzementit 159.  
 Kristallfeinbau 60 ff.  
 Kristallisationskerne 140.  
 Kristallskelett 127.  
 Kristallwachstum 129, 133 ff.  
 Kritische Verformung 35.  
 Kruppsches Dauerschlagwerk 182.  
 Kugeldruckprobe 182 ff.  
 Kupferammoniumchloridlösung 4 ff.  
 Kurzschluß-Stumpfschweißung 44.  
  
 Laugensprödigkeit 160, 162.  
 Ledeburit 107 ff.  
 Lichtbogen-Schmelzschweißung 44,  
 169.  
 Liquidus 62, 64, 70 ff.  
 Lochstanzen 30.  
 Löslichkeit 89, 160, 186.  
 Lunker 11 ff., 128.  
 Lupe 7.  
  
 Magnetische Prüfung 183 ff.  
 Makroskopische Ätzung 4, 15.  
 — Prüfung 1 ff.  
 Mangan 110, 113, 119.  
 Manganhartstahl 80 ff., 166 ff., 178.  
 Mangansulfid 168 ff.  
 Mannesmannverfahren 25 ff., 41.  
 Martensit 80 ff., 88.  
 Martinstahlguß 126.  
 Maschinengrauguß 114.  
  
 Meliertes Roheisen 118.  
 Meteoreisen 130.  
 Meßlupe 183.  
 Metallmikroskop 52 ff.  
 Metallographische Schliffe 1 ff.  
 Metallphysik 128.  
 Metastabiles System 70 ff.  
 Mischkristall 61, 70 ff., 107 ff., 127.  
 Modifikationen des Eisens 59 ff.  
 Motorwagengetriebe 102.  
 Muschelbruch 21.  
  
 Nadelriß 77.  
 Nahtschweißung 45 ff.  
 Natriumpikratlösung 51, 79, 105, 124.  
 Natronlauge s. a. Lauge 162.  
 Netzstruktur 128, 130.  
 Neutrale Zone (Faser) 158.  
 Nichtmetallische Einschlüsse 168 ff.,  
 186.  
 Nickelstahl 80 ff., 92.  
 Nietdruck 33.  
 Nieten 31 ff., 138.  
 Nietlochrisse 161 ff.  
 Nitrierung 106.  
 Nockenwelle 100.  
 Normen: Eisen und Stahl 11, 126.  
  
 Oberhoffers Ätzmittel 5, 14, 16 ff.,  
 128, 140, 141, 143.  
 Okularmikrometer 57, 167.  
 Opakilluminator 55.  
 Osmondit 88, 90.  
 Oxydation 120 ff.  
  
 Panzerplatten 95.  
 Perlit 73 ff., 88.  
 Perlitgußverfahren 115.  
 Perlitzeilen 141 ff.  
 Pikrinsäurelösung 97.  
 Phosphideutektikum 110 ff.  
 Phosphor 5, 113, 119.  
 Phosphorgehalt, Nachweis 5, 114.  
 Phosphorseigerung 14 ff.  
 Planimetrische Methode 68.  
 Polieren 46 ff., 51.  
 Poliermaschine 49.  
 Poliermittel 51.  
 Polyedrisches Gefüge 80.

- Poren im Stahl 11ff.  
 Primärgefuge 128, 142ff.  
 Primärzeilen 142ff.  
 Probeentnahme 1ff., 28, 47ff.  
 Probenvorbereitung 1ff., 46ff.  
 Protektion 99.  
 Puddelverfahren 8ff.  
 Punktschweißung 44.  
  
**Querschnittverminderung** 131, 133.  
**Querzusammenziehung** 131, 182.  
  
**Radreifen** 154.  
 Randblasen 13, 168.  
 Randentkohlung 136ff.  
 Randschichte 94ff.  
 Randzone 29, 36, 94ff.  
 Raungitter 60ff., 71, 82.  
 Regenerierung 138, 140, 156, 161.  
 Rekristallisation 25, 35, 134ff., 145, 156, 158.  
 Rekristallisationsschaubilder 158.  
 Rekristallisationstemperatur 145, 157.  
 Riffelstahl 178.  
 Ribbildung 24, 145ff., 153, 160.  
 Röntgendurchleuchtung 41, 60, 162ff.  
 Röntgenshattenbilder 162ff.  
 Röntgenuntersuchung 41, 60, 81, 143.  
 Rohre 19, 25, 27, 38, 40.  
 Rotbruch 8.  
 Rütteln der Schmelze 11.  
  
**Saladinapparat** 179.  
 Salpetersäurelösung, alkoholische 4.  
 Saugstelle 127.  
 Scharfe Ecken 128.  
 Schervorgang 151ff.  
 Schiene 10, 141, 160ff., 184.  
 Schienenbruch 21.  
 Schienenschweißung 171ff.  
 Schlackeneinschlüsse 8, 42, 140ff., 168ff.  
 Schlagbeanspruchung 131.  
 Schleifen 1ff., 46ff., 160.  
 Schleiffunkenbilder 176ff.  
 Schleifrisse 160.  
 Schließkopf 33.  
 Schliffaufbewahrung 5.  
  
 Schliffherstellung 1ff.  
 Schmieden 37, 140ff.  
 Schnelldrehstahl 86, 92, 93, 107, 174ff. bis 176, 182.  
 Schwefel 113, 168ff.  
 Schwefelabdruckprobe 6, 15, 29, 170.  
 Schwefeleisen 119.  
 Schwefelelend 119.  
 Schwefelnachweis 5, 6, 15.  
 Schweißbeisen 6ff., 170ff.  
 Schweißfuge 39ff.  
 Schweißnaht 12, 40, 165, 168ff.  
 Schweißstahl 10.  
 Schweißung 39ff., 90.  
 Schwinden 128.  
 Schwingungsfestigkeit 182  
 Seigerung 13ff., 15, 22ff., 37, 128.  
 Seigerungszone 15ff.  
 Setzkopf 33.  
 Sichtbarmachung von Haarrissen 161ff.  
 Siederrohr 94.  
 Silberstahl 181.  
 Silikatschlacke 170.  
 Silizium 113.  
 Siliziumstahl 178.  
 Solidus 62, 75.  
 Sonderstahl 107.  
 Sorbit 87, 88.  
 Spanndrähte 183ff.  
 Spannungen 8.  
 Spannungen, innere 115.  
 Spezifisches Gewicht 91, 176.  
 Spritzgußstücke 164ff.  
 Sprödigkeit 21, 28ff., 92, 137, 138, 159ff., 185.  
 — s. a. Beizsprödigkeit.  
 Stabiles System 70.  
 Stahldrahtseile 183.  
 Stahlguß 120, 130ff.  
 Stahlgußwalzen 131.  
 Stanzvorgang 30ff.  
 Stauchen 22ff.  
 Stellit 92.  
 Stemmefuge 147.  
 Stemmrille 147.  
 Stempelindruck 35.  
 Stickstoffgehalt 169.  
 Stickstoffhärtung 106.

- Stoßbeanspruchung 131, 153, 154.  
 Streckgrenze 138, 182.  
 Streckungsgrad 144, 160.  
 Stumpfschweißung 40ff., 45, 174ff.  
 Sulfideinschlüsse 168ff.
- Tannenbaumkristalle 127ff.  
 Tannenbaumstruktur 127ff.  
 Temperguß 120ff.  
 Tempergußfittings 124ff.  
 Temperkohle 104, 120ff.  
 Tempfern 120ff.  
 Temperstahlguß 126.  
 Thermische Analyse 58ff.  
 Thermitverfahren 171.  
 Thomasstahl 11ff.  
 Tiefenwirkung 35.  
 Toledanerklingen 10.  
 Transformatorblech 135ff.  
 Transformatoreisen 136.  
 Transkristallisation 128.  
 Transversalmaßstab 183.  
 Trennungsbruch 21, 137.  
 Trichloräthylen 186.  
 Troosit 86ff., 88.
- Übereutektoider Stahl 78ff., 85.  
 Überhitzung 137ff., 176.  
 Überlappte Schweißung 39.  
 Überkohltter Stahl 103ff.  
 Überzogener Draht 163.  
 Umgekehrte Seigerung 28, 119.  
 Umgekehrter Hartguß 119.  
 Umwandlungsbereich 121.  
 Umwandlungsgeschwindigkeit 79ff.  
 Umwandlungspunkt 58, 98, 110, 180ff.  
 Unterkühlung 119.
- Vanadin 93.  
 Veredelung des Gußeisens 115.  
 Verfestigung 145.  
 Verformungsgrad 35, 158.  
 Vergüten 90ff.  
 Verkupfern 99.  
 Verlorener Kopf 28.  
 Vernicklung 94.  
 Verstemmen 147.  
 Verstickung 106.
- Vertikalilluminator 53, 55.  
 Verziehen beim Härten 107.  
 Volumenänderung beim Härten 91ff.
- Wachsen der Kristalle 129, 133ff., 135ff.  
 Wärmeausdehnung 180ff.  
 Wärmebehandlung 126, 131ff., 136.  
 Wagenräder 118.  
 Walters Hartmetall 92, 175.  
 Walze 131.  
 Walzrichtung 185.  
 Walzrisse 13, 168.  
 Walzstruktur 140ff.  
 Wandstärke 113.  
 Warmbearbeitung 140ff.  
 Warmhaube 28.  
 Wattverluste 136.  
 Weicheisen 157.  
 Weiche Haut 126.  
 Weißes Gußeisen 120ff.  
 Weißguß 117ff.  
 Weißmetall 48.  
 Wellenmikroskop 56.  
 Werkstättenmikroskope 53ff.  
 Werkzeugstahl 86, 139, 178.  
 — s. a. Schnelldrehstahl.  
 Widmannstättensche Struktur 130ff., 140.  
 Wolfram 93.  
 Wolframhartstahl 178.  
 Woodsches Metall 48.
- Zähigkeit 92, 140, 145.  
 Zahnräder 100.  
 Zeilenstruktur 77ff., 140ff.  
 Zellenstruktur 128, 130.  
 Zementieren s. Einsatzhärtung.  
 Zementit 73ff., 108, 159.  
 Zerfall der Kristalle 138.  
 Zerreißeigenschaft 126, 131, 132ff., 182.  
 Zerreißprobe 132ff., 137.  
 Zonenbildung 18.  
 Zunder 12.  
 Zusammenballen des Zementits 159.  
 Zustandsdiagramm 58ff.  
 Zustandsschaubild 58.  
 Zwillingsbildung 81, 86, 167.

Fig. 63. Zustandschaubild der Eisen-Kohlenstofflegierungen. Die ausgezogenen Linien beziehen sich auf das Eisen-Zementit, die punktierten auf das Eisen-Graphit-System (nach der einheitlichen Buchstabenbezeichnung vom Werkstoffausschuß-Bericht Nr. 42).

Zustandsfelder:

- I. Homogene Schmelze.
- II. Mischkristalle + Schmelze.
- III. Zementit + Schmelze.
- IV. Mischkristalle (Austenit) mit Kohlenstoffgehalten bis 1,7%.
- V a. Gesättigter Austenit (mit 1,7% C) + Ledeburit (Eutektikum mit 4,2% C aus gesättigtem Austenit + Ledeburit).
- V b. Zementit + Ledeburit.
- VI.  $\beta$ -Eisen (unmagnetisches  $\alpha$ -Eisen) + Austenit.
- VII.  $\alpha$ -Eisen + Austenit.
- VIII a.  $\alpha$ -Eisen (Ferrit) + Perlit (Eutektoid mit 0,9% C aus Ferrit + Zementit).
- VIII b. Zementit + Perlit.

A: Schmelzpunkt des reinen Eisens (1528° C).  
 G: Umwandlung des  $\gamma$ - in  $\beta$ -Eisen ( $A_{r_3} = 898^\circ$ ,  $A_{c_3} = 906^\circ$  C).  
 M: Umwandlung des  $\beta$ - in  $\alpha$ -Eisen ( $A_{r_2} = A_{c_2} = 768^\circ$  C).  
 S: Eutektoider Punkt ( $A_{r_1} = 721^\circ$  C, 0,9% C).  
 C: Eutektischer Punkt (1145 bzw. 1152° C; 4,2% C).

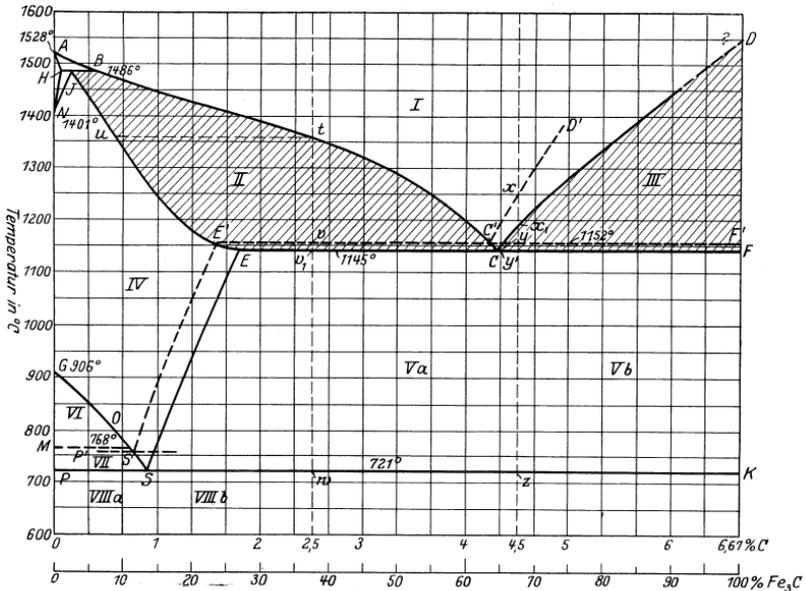


Fig. 63.

**Probenahme und Analyse von Eisen und Stahl.** Hand- und Hilfsbuch für Eisenhütten-Laboratorien. Von Prof. Dipl.-Ing. O. Bauer und Prof. Dipl.-Ing. E. Deiß. Zweite, vermehrte und verbesserte Auflage. Mit 176 Abbildungen und 140 Tabellen im Text. VIII, 304 Seiten. 1922.

Gebunden RM 12.—

---

**Vita-Massenez, Chemische Untersuchungsmethoden für Eisenhütten und Nebenbetriebe.** Eine Sammlung praktisch erprobter Arbeitsverfahren. Zweite, neubearbeitete Auflage von Ing.-Chemiker Albert Vita, Chefchemiker der Oberschlesischen Eisenbahnbedarfs-A.-G. (Friedenshütte). Mit 34 Textabbildungen. X, 198 Seiten. 1922.

Gebunden RM 6.40

---

**Das technische Eisen.** Konstitution und Eigenschaften. Von Prof. Dr.-Ing. Paul Oberhoffer, Aachen. Zweite, verbesserte und vermehrte Auflage. Mit 610 Abbildungen im Text und 20 Tabellen. X, 598 Seiten. 1925.

Gebunden RM 31.50.

---

**Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau.** Von Geh. Oberregierungsrat Prof. Dr.-Ing. A. Martens (†), Direktor des Materialprüfungsamts in Groß-Lichterfelde. In zwei Teilen.

Erster Teil: **Materialprüfungswesen, Probiermaschinen und Meßinstrumente.** Vergriffen.

Zweiter Teil: **Die technisch wichtigen Eigenschaften der Metalle und Legierungen.** Von Prof. E. Heyn (†). Hälfte A: Die wissenschaftlichen Grundlagen für das Studium der Metalle und Legierungen. Metallographie. Mit 489 Abbildungen im Text und 19 Tafeln. XXXII, 506 Seiten. 1912. Unveränderter Neudruck. 1926.

Gebunden RM 42.—

---

**Die Theorie der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.** Studien über das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild nebst einem Anhang: **Kaltrecken und Glühen nach dem Kaltrecken.** Von Prof. E. Heyn †, weiland Direktor des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Metallforschung. Herausgegeben von Prof. Dipl.-Ing. E. Wetzell. Mit 103 Textabbildungen und XVI Tafeln. VIII, 185 Seiten. 1924.

Gebunden RM 12.—

---

**Die Praxis des Eisenhüttenchemikers.** Anleitung zur chemischen Untersuchung des Eisens und der Eisenerze. Von Prof. Dr. Carl Krug, Berlin. Zweite, vermehrte und verbesserte Auflage. Mit 29 Textabbildungen. VIII, 200 Seiten. 1923.

RM 6.—; gebunden RM 7.—

---

**Hilfsbuch für Metalltechniker.** Einführung in die neuzeitliche Metall- und Legierungskunde, erprobte Arbeitsverfahren und Vorschriften für die Werkstätten der Metalltechniker, Oberflächenveredlungsarbeiten u. a. nebst wissenschaftlichen Erläuterungen. Von Chemiker Georg Buchner, München. Dritte, neubearbeitete und erweiterte Auflage. Mit 14 Textabbildungen. XIII, 397 Seiten. 1923.

Gebunden RM 12.—

**Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei.** Unter Mitarbeit von zahlreichen Fachleuten herausgegeben von Dr.-Ing. C. Geiger, Esslingen. Erster Band: **Grundlagen.** Zweite, erweiterte Auflage. Mit 278 Abbildungen im Text und auf 11 Tafeln. X, 661 Seiten. 1925.

Gebunden RM 49.50

Zweiter Band: **Formen und Gießen.** Von Ing. Carl Irresberger, Gießereidirektor a. D. Mit 1702 Abbildungen im Text. X, 584 Seiten. 1927. Gebunden RM 57.—

---

**Die Formstoffe der Eisen- und Stahlgießerei.** Ihr Wesen, ihre Prüfung und Aufbereitung. Von Carl Irresberger. Mit 241 Textabbildungen. V, 245 Seiten. 1920. RM 10.—

---

**Die Herstellung des Tempergusses und die Theorie des Glühfrischens** nebst Abriß über die Anlage von Tempergießereien. Handbuch für den Praktiker und Studierenden. Von Dr.-Ing. Engelbert Leber. Mit 213 Abbildungen im Text und auf 13 Tafeln. VIII, 312 Seiten. 1919. Gebunden RM 18.—

---

**Die natürliche und künstliche Alterung des gehärteten Stahles.** Physikalische und metallographische Untersuchungen. Von Dr.-Ing. Andreas Weber, München. Mit 105 Abbildungen im Text und auf 12 Tafeln. IV, 78 Seiten. 1926. RM 7.50; gebunden RM 9.—

---

**Leitfaden für Gießereilaboratorien.** Von Geh. Bergrat Prof. Dr.-Ing. e. h. Bernhard Osann, Clausthal. Zweite, erweiterte Auflage. Mit 12 Abbildungen im Text. IV, 62 Seiten. 1924. RM 2.70

---

**Moderne Metallkunde in Theorie und Praxis.** Von Ober-Ing. J. Czochralski. Mit 298 Textabbildungen. XIII, 292 Seiten. 1924. Gebunden RM 12.—

---

**Lagermetalle und ihre technologische Bewertung.** Ein Hand- und Hilfsbuch für den Betriebs-, Konstruktions- und Materialprüfungingenieur. Von Ober-Ing. J. Czochralski und Dr.-Ing. G. Welter. Zweite, verbesserte Auflage. Mit 135 Textabbildungen. VI, 117 Seiten. 1924. Gebunden RM 4.50