

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

Kurze Anleitung für Ingenieure, insbesondere Betriebsbeamte

von

Dr.-Ing. E. Preuß †

Zweite, vermehrte und verbesserte Auflage

herausgegeben von

Prof. Dr. G. Berndt

und

A. Cochius, Ingenieur

Privatdozent an der Technischen Hochschule  
zu Charlottenburg

Leiter der Materialprüfungsabteilung der  
Fritz Werner A.-G., Berlin-Marienfelde

Mit 153 Figuren im Text und auf 1 Tafel



**Berlin**

Verlag von Julius Springer

1921

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

Copyright 1921 by Julius Springer in Berlin.

Softcover reprint of the hardcover 2nd edition 1921.

ISBN-13: 978-3-642-89281-3      e-ISBN-13: 978-3-642-91137-8

DOI: 10.1007/978-3-642-91137-8

## 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 Materialerkennntnis 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 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, berück-

<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“.

sichtigt 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.

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 Anhanges: „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.**

# Inhaltsverzeichnis.

	Seite
Vorwort . . . . .	III
A. Makroskopische Prüfungen . . . . .	1
I. Schleifen und Ätzen der Proben . . . . .	1
II. Schweißeisen . . . . .	5
III. Flußeisen . . . . .	8
IV. Formänderungen des Eisens . . . . .	22
V. Schweißungen . . . . .	28
B. Mikroskopische Prüfungen . . . . .	32
I. Allgemeines. Schleifen, Polieren und Ätzen der Proben. Das Metallmikroskop . . . . .	32
II. Haltepunkte und Zustandsdiagramme . . . . .	39
III. Schmiedeeisen und Stahl (die stabilen Gefüge des Eisens bis 1,7 <sup>0</sup> / <sub>0</sub> Kohlenstoff) . . . . .	48
IV. Gehärteter Stahl, Einsatzhärtung (die labilen Gefüge des Eisens bis 1,7 <sup>0</sup> / <sub>0</sub> Kohlenstoff) . . . . .	56
V. Gußeisen (die Gefügebestandteile des Eisens mit mehr als 1,7 <sup>0</sup> / <sub>0</sub> Kohlenstoff) . . . . .	75
VI. Die Struktur des Gefüges, Ausglühen, Überhitzen, Ver- brennen . . . . .	88
VII. Das Walzen und die Kaltbearbeitung des Eisens . . . . .	98
VIII. Einschlüsse, Schlacken und Schweißnähte . . . . .	111
C. Anhang. Die Ergänzung der Metallographie durch andere Unter- suchungen . . . . .	118
Figuren-Nachweis . . . . .	123
Literatur-Verzeichnis . . . . .	124

# A. Makroskopische Prüfungen.

## I. Schleifen und Ätzen der Proben.

Das technisch verwendete Eisen ist kein einheitlicher Körper, sondern setzt sich aus mehreren Bestandteilen zusammen. Die Prüfung seines Aufbaues kann häufig 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 sei, im Gegensatz zu der mikroskopischen Prüfung, als makroskopische bezeichnet. Während die Schlißflächen 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.

Die Herstellung der Schlißfläche der Eisenproben geschieht in folgender Weise: sie wird zunächst möglichst eben gefeilt oder gehobelt, darnach vielleicht noch mit einer flachen Feile geschlichtet und zuletzt mit Schmirgelpapier von immer feinerer Körnung bearbeitet. Dabei erfolgt das Schleifen mit der nächst feineren Sorte stets senkrecht zum vorhergehenden, und zwar solange, 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 erfolgt auf einer mit Schmirgelpapier beklebten Holz- oder Metallscheibe;

im allgemeinen wird es genügen, als letzte und feinste Sorte etwa „I mittel“ zu verwenden. 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 Schlißfläche 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, so daß sie sich dann durch ihr verschiedenes Reflexionsvermögen, bzw. Färbung voneinander abheben. Das beste Ätzmittel für die makroskopischen Untersuchungen an kohlenstoffarmen 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 ein Glas- oder Porzellangefäß von einer dem Umfange der Probe entsprechenden Größe mit der Lösung und legt sie dann, nachdem sie zweckmäßig mit etwas Schlemmkreide mittels eines Papierbauses oder mit einem in Alkohol getränkten Stück Watte von Fettspuren gereinigt ist (weshalb auch ein Berühren mit den Fingern vermieden werden muß), 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 Schlißfläche 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 Schlißfläche mit einem Kupferniederschlag, indem das Eisen des Schliffes und das Kupfer der Lösung ihre Rollen austauschen.

Der Schliff verbleibt genau 60 Sekunden in der Lösung; danach wird er sofort in fließendes Wasser (Wasserleitung) gehalten und dabei mit einem angeenäßten Wattebausch der Kupferniederschlag durch kräftiges Reiben entfernt.

Handelt es sich um größere sperrige Stücke, z. B. ganze Blechtafeln, für die man kein genügend großes Gefäß zur Verfügung hat, und für die zu viel Ätzflüssigkeit benötigt werden würde, so betupft man die Schlißfläche, anstatt sie in die Ätz-

flüssigkeit 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 Plastilinrand und stellt sich damit gewissermaßen ein Gefäß von der gewünschten Größe her.

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 Chlorkalzium 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 Eisen mit einem Kohlenstoffgehalt bis zu 0,3% und läßt sich allenfalls noch bis zu einem solchen von 0,7% verwenden. Bei stark kohlenstoffhaltigem Eisen ist aber der Kupferniederschlag nicht mehr zu entfernen, so daß man das Gefüge nicht zu erkennen vermag. Hierfür verwendet man 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 Eisen 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. Die Ätzung erfolgt im übrigen genau wie vorher.

<sup>1)</sup> Von den übrigen Bestandteilen des Eisens sind auch Mangan (aber nur bei Gegenwart größerer Mengen) und Silizium durch dieses Ätzmittel

Während diese beiden Methoden besonders geeignet sind, um die Verteilung des Phosphors im Eisen zu erkennen, kann man die Anreicherung von Schwefel durch ein einfaches, von Heyn und Bauer angegebenes Verfahren ermitteln. Man bringt hierzu auf die Probe, die nur roh vorgefeilt zu sein braucht, ein Läppchen aus weißer Seide, das durch einen Haarpinsel oder einen Wattebausch mit einer Lösung von 10 g Quecksilberchlorid und 20 ccm Salzsäure (1,124 spezifisches Gewicht) in 100 ccm destilliertem Wasser getränkt ist. An den Stellen, an denen die Schlifffläche Schwefel enthält, bildet sich Schwefelwasserstoff, der aus der Salzsäure-Quecksilberchloridlösung schwarzes Schwefelquecksilber fällt, das an dem Seidenläppchen haften bleibt. Eine Einwirkungsdauer der Lösung von etwa 4—5 Minuten genügt in den meisten Fällen. Während dieser Zeit ist das Läppchen, das sehr dicht an die Schlifffläche angelegt werden muß, wiederholt mit der Lösung anzufeuchten: etwaige Wasserstoffblasen, die es abzuheben suchen, sind vorsichtig niederzudrücken. Nach beendigter Einwirkung der Lösung wäscht man das Läppchen vorsichtig in reinem Wasser aus, so daß der ziemlich fest anhaftende schwarze Niederschlag nicht entfernt wird. Man erhält auf diese Weise einen getreuen Abdruck der örtlichen Lage der schwefelhaltigen Einschlüsse.

Diese Probe läßt also ausschließlich die Schwefelanreicherungen in Form schwarzer Flecke auf dem Seidenläppchen erkennen, da phosphorhaltige Stellen einen zitronengelben Niederschlag geben, so daß eine Verwechslung zwischen Phosphor- und Schwefeinschlüssen ausgeschlossen ist. Hierdurch unterscheidet sie sich von der später vorgeschlagenen Probe von R. Baumann, welche einen Unterschied zwischen beiden nicht gestattet, aber leichter auszuführen ist und sich dadurch für die Praxis mehr empfiehlt. Sie besteht darin, daß man ein Stück Bromsilberpapier mit etwa 5 bis 10%iger Schwefelsäure trinkt, es mit Fließpapier abtrocknet, dann etwa eine Minute lang auf die Schlifffläche drückt und es danach in der üblichen Weise fixiert, auswäscht und trocknet. Die schwefel- und phosphor-

nachzuweisen, wobei Mangan sich in bezug auf die Färbung ähnlich wie Phosphor, Silizium dagegen umgekehrt verhält (A. Fry, Stahl und Eisen, 40. 622. 1910).



reichen Stellen färben sich dabei gelblich bis bräunlich. 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 ein objektives Dokument, das selbst nach dem Verarbeiten des Eisens noch eine Kontrolle gestattet.

## II. Schweißeisen.

Das aus dem Hochofen abgestochene Roheisen enthält neben anderen (erwünschten oder schädlichen) Elementen wie Silizium, Phosphor und Schwefel, stets eine größere Menge von Kohlenstoff (3% und mehr), welche es zur mechanischen Bearbeitung ungeeignet macht. 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 zusammen geschweißt 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 Teile erkennen, aus denen das Material 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 bei der Frischung 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

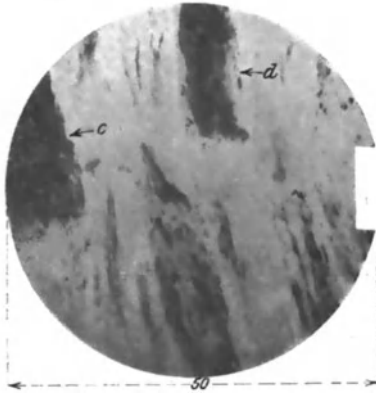


Fig. 1. Schweißeisens, Wagenachse.

gebrochene Achse eines Feuerlöschwagens darstellt. Die Schlackeneinschüsse verringern naturgemäß die Tragfähigkeit der Querschnitte sehr und setzen die Festigkeit der Wagenachse, insbesondere gegenüber Stößen, welche die 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 das Zwei- bis Drei-

fache übertreffen (andererseits besitzt aber die Faserausprägung des Schweißeisens gewisse Vorteile; so ist es vor allem ziemlich unempfindlich gegen Kerbe, 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 können — wenn auch nicht ausschließlich, so doch zum sehr großen Teile, auf das überaus schlechte Material zurückzuführen sein.

Fig. 2 zeigt den Querschnitt durch einen Flacheisenstab, ein schlechtes Material, das aus Fluß- und Schweißeisens-



Fig. 2. Schweißeisens, Flachstab.

abfällen hergestellt ist (es handelt sich also bei diesem nicht um Schweißeisens im gewöhnlichen Sinne des Wortes). Die äußeren

Lagen des Querschnittes sind Schweiß Eisen, die inneren, helleren Lagen Flußeisen. Entsprechend der durch das Querschnittsgefüge erkennbaren Zusammensetzung erwies sich der Stab beim Schmieden als äußerst schlecht und spröde. Infolge der Schlackeneinschlüsse sind auch Schweiß Eisenbleche sehr empfindlich gegen starke Erhitzung und gegen weitgehende Formänderung im warmen Zustande, so daß sie z. B. zu Bördelblechen völlig ungeeignet sind <sup>1)</sup>.

Durch die Farbunterschiede des Gefüges ist es auch möglich, die Formänderungen zu erkennen, welche das Schweiß Eisen während seiner Bearbeitung durchzumachen hatte. So kann man



Fig. 3. Schweiß Eisen, Rundstab.

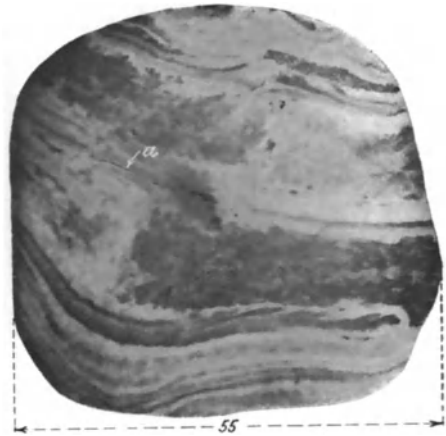


Fig. 4. Schweiß Eisen, Kranhakenspitze.

z. B. an dem in Fig. 3 dargestellten Querschnitt durch einen Rundstab nicht nur sehr gut die verschiedenen Lagen, aus denen das Material zusammengeschweißt wurde, sondern auch wahrnehmen, in welcher Weise sich die einzelnen Schichten bei dem Auswalzen des Rundstabes gelagert haben. Die dunkle Stelle bei b ist ein Schlackeneinschluß. Fig. 4 zeigt einen Querschnitt durch die Spitze eines schweiß eisernen Kranhakens für 5 t Nutzlast. Man sieht deutlich, in welcher Weise sich das Material durch das Schmieden verschoben und danach endgültig gelagert

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

hat. Bei a erkennt man, daß das Eisen an jener Stelle schlecht geschweißt war und infolgedessen ein Riß vorhanden ist.

Noch deutlicher treten die durch das Walzen verursachten Materialverschiebungen an den durch die verschiedene Farbtonung sich voneinander abhebenden Lagen in Fig. 5 auf, dem Querschnitt durch eine Eisenbahnschiene aus Schweißeisen. In ihrem Kopf hat sich bei e infolge der schlechten Verschweißung ein starker Riß ausgebildet, der bei noch weiterer Benutzung der Schiene leicht zu erheblichen Betriebsunfällen hätte führen können.



Fig. 5. Schweißeisen,  
Eisenbahnschiene.

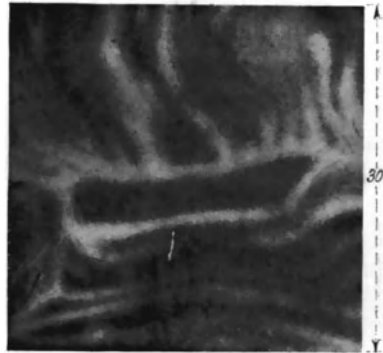


Fig. 6. Schweißstahl.

Fig. 6 stellt den Querschnitt durch einen Vierkantstab aus Schweißstahl (Gärbstahl), einem Schweißeisen mit hohem Kohlenstoffgehalt, dar. Es zeigt sich auch hier wieder das dem Schweißeisen eigentümliche flammige Gefüge, das bekanntlich vielfach zur Verzierung von Waffen aus Schweißstahl durch Ätzung benutzt wurde (Damaszenerklingen).

### III. Flußeisen.

Im Gegensatz zu dem im teigigen Zustande gewonnenen Schweißeisen erfolgt die Erzeugung des Flußeisens im flüssigen Zustande in der Bessemer- und Thomasbirne oder im Siemens-Martin-Ofen. Hierbei sind alle fremden Elemente bzw. Ver-

unreinigungen des Eisens annähernd gleichmäßig in der ganzen Masse verteilt. In diesem Zustande wird das Eisen in eiserner 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 im flüssigen Zustande geformten Eisen auf. So sieht man in dem Längsschnitt (Fig. 7) eines stehend gegossenen Stabes aus grauem Gußeisen 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; andernfalls muß man den oberen Teil (den verlorenen Kopf) abschneiden. Geschieht dies nicht, so werden sie bei dem späteren Auswalzen des Blockes zusammengedrückt und flach gewalzt, und zwar häufig, ohne daß ein Zusammenschweißen des Materials 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 „Schweißnähte“, bei Blechen „Doppelungen“ genannt, die unter Umständen den Konstruktionsteilen gefährlich werden

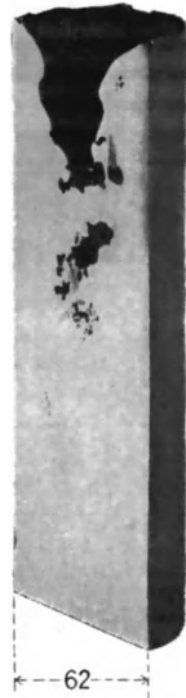


Fig. 7. Gußeisenstab mit Saugtrichter, Lunker und Poren.

können. In Fig. 8 beobachtet man eine derartige Doppelung in einem Kesselblech von 16 mm Dicke.



Fig. 8. „Doppeltes“ Flußeisenblech.

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>1)</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 reduzierenden Gasen bleibt die Wandung der Gasblasen blank, so daß sie beim Auswalzen miteinander verschweißen: stehen sie dagegen auch mit der Außenluft in Ver-



Fig. 9\*<sup>2)</sup>). Querschnitt durch einen Gußblock mit Gasblasen.

bindung, 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.

<sup>1)</sup> Nach Goerens und Paquet 0,01 bis 0,2 Gewichtsprozent.

<sup>2)</sup> Die mit einem Stern versehenen Figuren sind nicht Originalaufnahmen des Verfassers bzw. der Bearbeiter; siehe den „Figuren-Nachweis“.

durch das ganze Material hindurch. Lunker, Gasblasen, Doppelungen und Walzrisse erkennt 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 Flußeisen vorkommenden Grenzen) einen niedrigeren Schmelzpunkt besitzen als die daran ärmeren (siehe Abschnitt B. III), so werden sie sich bei der allmählichen Erstarung 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 meisten Fällen nicht mehr gleichmäßig im Eisen verteilt, sondern in der Mittelachse des Blockes



Fig. 10\*. Längsschnitt durch einen gewalzten Block; langgewalzte Gasblasen.

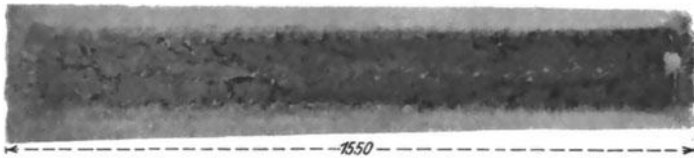
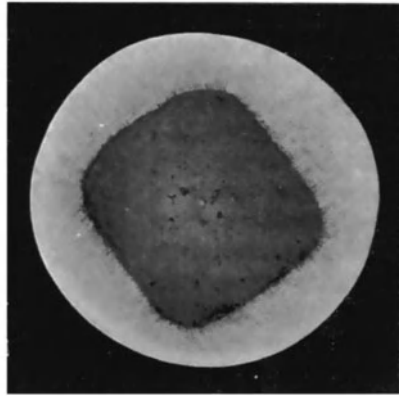


Fig. 11\*. Längsschnitt durch einen Flußeisenblock mit Seigerung.

(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 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 Materials ebensogut einen Überblick mit dem Heynschen Schwefelabdruckverfahren und mit der Baumannschen Schwefelprobe erhalten. Letztere zieht man wegen ihrer leichten Ausführbarkeit und wegen der geringen Vorbereitungen, welche die Proben erfordern, in der Praxis vor. Die Ausseigerung des Phosphors und Schwefels, von denen jener als Eisenphosphat, letzterer in der Form von Schwefeleisen oder Schwefelmangan im Eisen auftritt, ist besonders unangenehm und gefährlich, da beide das Eisen bekanntlich spröde und brüchig machen, und zwar Phosphor kaltbrüchig und Schwefel rotbrüchig. Wegen ihres schädlichen Einflusses wird man stets darauf achten, daß ein Eisen keinen zu hohen Gehalt an beiden Elementen besitzt, jedoch



← ..... 45 ..... →  
 Fig. 12a\*. Flußeisenstab mit starker Seigerung (mit Kupferammoniumchlorid geätzt).

kommt es nach dem Vorstehenden weniger auf den gesamten mittleren Phosphor- und Schwefelgehalt, als vielmehr darauf an, ob beide gleichmäßig oder ungleichmäßig im Eisen 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 jedes gewalzte Flußeisen eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Seigerungszone. Bei gutem, wenig geseigerten Material wird sie nach dem Ätzen sehr wenig hervortreten, bei schlechtem, stark geseigerten 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 Rundeisenstabes mit 0,08% Kohlenstoff, bei welchem sich die 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 Materials zu bezeichnen sind, wenn sie in derartig starker

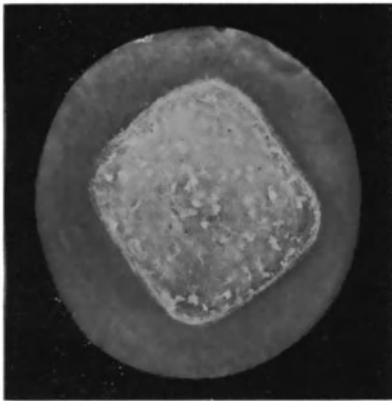


Fig. 12b\*. Flußeisenstab mit starker Seigerung (nach Oberhoffer geätzt).

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 schon früher erwähnt, nur für senkrechte Beleuchtung, während sich bei schräg auffallendem Lichte die Farbenunterschiede umkehren). Bei diesem sehr kohlenstoffarmen Material 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%

also in der Seigerungszone einen zwei- bis dreimal höheren Phosphor- und Schwefelgehalt. Daß diese trotz des kreisförmigen Querschnittes des Materials rechteckige Form hat, ist darauf zurückzuführen, daß das Eisen in einer Kokille mit rechteckigem Querschnitt gegossen 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 Materialverschiebung 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. 13) und durch ein T-Eisen (Fig. 14) mit sehr starken Seigerungen an den Übergangsstellen



Fig. 13. I-Flußeisen mit starker Seigerung.



Fig. 14. T-Flußeisen mit starker Seigerung.

des Steges zu den Flanschen deutlich, wie sich das Material bei dem Walzvorgang verschoben und gelagert hat, und wie sich in Fig. 13 die beiden Enden der Seigerungszone an jenen Stellen in zwei lappenartige Ausläufer aufgeteilt haben. Wegen der starken ausgeprägten Zonenbildung sind beide als minderwertiges Material zu bezeichnen. Dasselbe gilt auch für das T-Eisen, dessen Querschnitt in den Fig. 15a und 15b wiedergegeben ist; beide zeigen auch, daß die Phosphorseigerungen (Fig. 15a),

wie sie durch Ätzung mit Kupferammoniumchlorid erhalten werden, genau parallel zu den Schwefelanreicherungen, wie sie die Baumannsche Schwefelprobe angibt, verlaufen<sup>1)</sup>. Sehr



Fig. 15a. T-Flußeisen mit starker Phosphorseigerung.

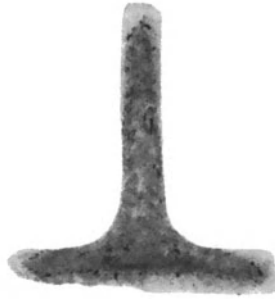


Fig. 15b. T-Flußeisen mit starker Schwefelseigerung.

schön sieht man die Materialverlagerung auch an dem Baumannschen Schwefelabdruck des Längsschnittes durch eine kaltgezogene Hülse aus Flußeisen (Fig. 16).

Im Gegensatz zum Schweißeisen zeigt also Flußeisen stets eine Seigerungszone, dagegen fehlen die für jenes kennzeichnenden

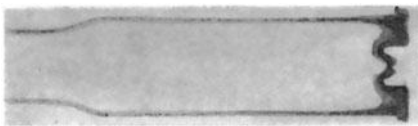


Fig. 16\*. Eisenhülse aus bandförmig gewalztem Flußeisen mit Schwefelseigerung.

parallelen Schlackeneinschüsse. Die Ätzung läßt demnach sofort erkennen, ob es sich um Fluß- oder Schweißeisen handelt, wie z. B. aus dem Vergleich von Fig. 12 mit Fig. 4 hervorgeht. Zu-

<sup>1)</sup> Da der Schwefelabdruck immer ein spiegelbildlich verkehrtes Bild liefert, ist auch die Fig. 15a so wiedergegeben, um die Übereinstimmung in beiden Figuren besser erkennen zu können.

weilen kann zwar schon das Aussehen 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. Es kann deshalb die Beurteilung des Materials auf Grund des Bruchgefüges leicht



Fig. 17a\*. Radreifen, Bruchfläche.



Fig. 17b\*. Radreifen, Querschnitt.

zu Täuschungen Veranlassung geben. Derartige Zweifel, ob es sich um Fluß- oder Schweißbeisen handelt, sind selbst bei Fachleuten gar nicht so selten, wie dies die zahlreichen diesbezüglichen Anträge an die Material-Prüfungsanstalten zeigen. Zu wie schweren Irrtümern die Beurteilung der Güte eines Materials nach dem Aussehen 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 ein ungleichförmiges Material mit mehreren verschiedenartigen Zonen zu schließen. Daß dies jedoch durchaus nicht zutrifft, lehrt der in Fig. 17b wieder-gegebene geätzte Querschnitt, der senkrecht zu der Richtung der Schichtung entnommen wurde, und welcher ein vollkommen gleichförmiges Gefüge aufweist. Die schichtenartige Streifung des ungeätzten Bruchgefüges ist also nicht auf ungleichförmiges Material zurückzuführen, sondern auf Zufälligkeiten bei der Art des Bruches.

Konstruktionsteile aus sprödem Eisen sind bekanntlich sehr empfindlich gegenüber Stößen. Aus diesem Grunde müssen Eisenbahnschienen mit starken und unvermittelt auftretenden Seigerungen (wie sie etwa Fig. 13 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 Material mit scharfen und unvermittelten Querschnittsübergängen bemerkbar, bei denen nicht genügend durch starke Ausrundungen vermittels Hohlkehlen 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 Rechnungsverfahren ergibt. Eine derartige Spannungssteigerung an unvermittelten Querschnittsübergängen ist nun bei sprödem Material, wie es eine Kernzone mit starker Seigerung darstellt, ganz besonders gefährlich. Das gilt auch für aus dem Vollen gedrehte Schrauben, 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 Schraube aus Siemens-Martin-Stahl. Da die scharfen Gewindgänge als Gefahr steigernde Kerben wirken, so sind derartige Schrauben sehr wenig widerstandsfähig; aus diesem

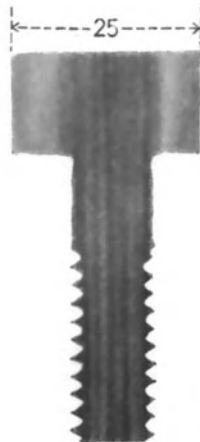


Fig. 18. Schraube aus Siemens-Martin-Stahl mit starker Seigerung.

Grunde muß man hierfür möglichst seigerungsfreies Material 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.

Für die sehr große Sprödigkeit des stark geseigerten Materials seien einige Beispiele aus der Praxis angeführt. Die 45 mm starke Kurbelwelle einer landwirtschaftlichen Maschine erhielt

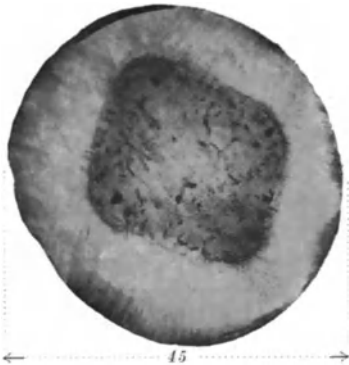


Fig. 19. Flußeisenrundstab mit starker Seigerung.

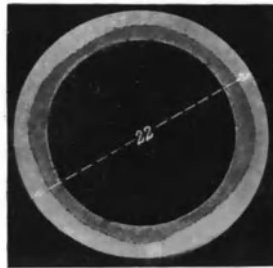


Fig. 20\*. Gezogenes Flußeisenrohr.

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. 19), welche eine sehr starke (wieder angenähert rechteckige) Seigerung aufweist. Ein anderes Beispiel hierfür bietet ein Rohr, 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. 20 etwas vergrößert wiedergegebenen Querschnitt erkennt man deutlich auf der Innenseite die dunkle, stark geseigerte Kernzone des ursprünglichen Blockes und außen die darum liegende phosphor-

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

arme helle Randzone. Die spröde Kernzone hat also zum mindesten einen sehr erheblichen Anteil an der Ursache der Ribbildung gehabt, denn außer starken Seigerungen können auch noch andere Ursachen für die Sprödigkeit in Betracht kommen, wie z. B. unsachgemäße Wärmebehandlung, Kaltbearbeitung usw. Aus diesem Grunde 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 können. Man wird deshalb 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. 21. zwei deutlich hellere phosphorarme

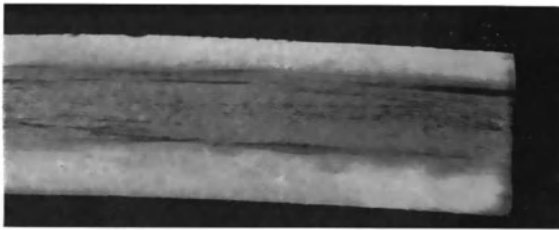


Fig. 21\*. Flußeisenblech (von einem explodierten Dampfpaß) mit Seigerung und örtlichen Phosphoranreicherungen.

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 Phosphoranreicherungen 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. 22, die von dem

Dampfkessel eines Wasserwerkes stammt, der nach sechsjährigem Betriebe bei der 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 denen man einen in Fig. 22 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



Fig. 22. Flußeisenkesselblech mit Seigerung und örtlichen Phosphoranreicherungen.

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>.

Aus allem bisher über die Untersuchung Gesagten geht hervor, daß man sich bei der Probenentnahme 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 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

<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 Heyn hingewiesen (siehe S. 121).



Proben an verschiedenen Stellen des Stückes, bzw. nicht sachgemäß entnommen wurden. So werden nach E. Heyn Späne aus dem Loche I (Fig. 23a) mit viereckiger Seigerungszone einen geringeren Phosphor- und Schwefelgehalt aufweisen, als die aus dem Loche II, weil dieses durch eine größere Strecke der Seigerungszone verläuft. Man wird hiernach die Probenentnahme durch Bohren überhaupt verwerfen müssen, weil jedes Loch je nach seiner zufälligen Lage zu verschiedenen Ergebnissen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung führen

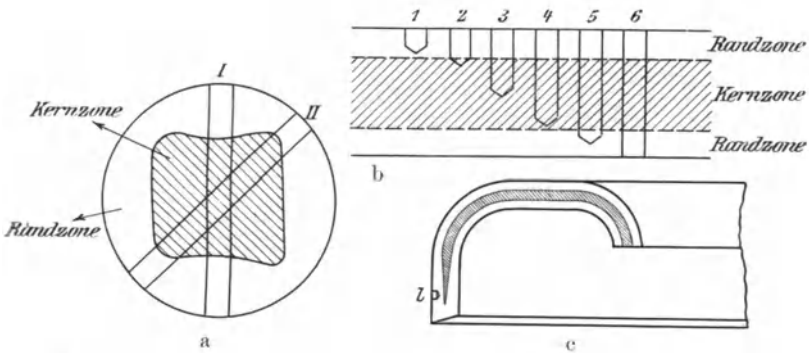


Fig. 23\*. Schema für die Analysenprobenentnahme bei geseigertem Flußeisen.

muß. Richtige Werte (Durchschnittswerte) kann man nur erhalten, wenn man die Probestspäne durch Hobeln über den ganzen Querschnitt ablöst. Bei einem Blech mit phosphor- und schwefelhaltiger Kernzone muß die chemische Analyse je nach der Tiefe der Bohrlöcher zu ganz verschiedenen Ergebnissen führen. Nach Fig. 23b 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. 23c 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 Flußeisen durch eine Ätzprobe über die Lage der Seigerungszone Klarheit verschaffen.

#### IV. Formänderungen des Eisens.

Vorher war schon verschiedentlich darauf hingewiesen worden, daß die Seigerungszone des Flußeisens und die verschiedenen Schichten des Schweißeisens die Formänderungen beim Walzen oder Schmieden bei höheren Temperaturen (etwa über 625°) mitmachen, so daß diese in den geätzten Schnitten durch die

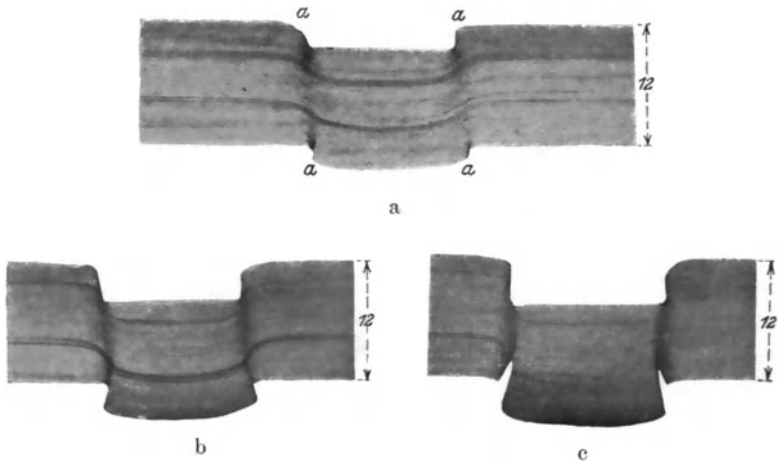


Fig. 24. Vorgang des Lochstanzens beim Flußeisen.

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 zerstört und aufgeraut ist, und daher das auffallende Licht nur im geringen Maße zurückwirft. Fig. 24 a bis c zeigen die Formänderungen eines Flußeisenbleches von 12 mm Dicke, in das ein

kreisförmiges Loch gestanzt wurde, zu verschiedenen Zeiten des Stanzvorganges. Man erkennt bei allen drei Figuren aus dem Verlauf der dunkleren phosphorhaltigen, nach dem Ätzen hervorgetretenen Stellen sehr deutlich, wie sich das Material unter dem Stanzstempel verschoben, fortgedrückt und in der Nähe des Lochrandes herumgebogen hat. Man sieht ferner auch, daß die Stellen stärkster Formänderung (in Fig. 24a mit aa

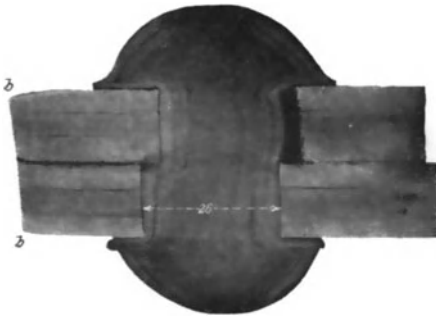


Fig. 25. Nietung, Flußeisenblech und Flußeisenniet.



Fig. 26. Nietung, Flußeisenblech und Schweißeisenniet.

bezeichnet) in allen drei Figuren dunkel erscheinen, weil, wie oben erwähnt, die Kristalle infolge ihrer Zerstörung das Licht hier nur schlecht reflektieren. Aus dem Verlauf der Fasern in der Nähe des Lochrandes kann man also feststellen, ob ein Blech 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 späteren Fig. 25 und 26 deutlich erkennen lassen. Wegen der stark ausgeprägten Schichtenbildung sind die Formänderungsvorgänge durch das Stanzen beim Schweißeisen im allgemeinen noch besser zu verfolgen, als beim Flußeisen.

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. 24a bis c erkennen lassen, das Blech 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 Material oder Schweiß-eisen 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 des Rostes und die abwechselnde Erwärmung und Wiederabkühlung vergrößern und überdies durch ihre örtliche Lage im Kessel im allgemeinen jeder Beobachtung entzogen sind.

Die Fig. 25 und 26 zeigen die Materialverschiebungen von Nieten bei schlecht übereinstimmenden Löchern der beiden vernieteten Bleche. In beiden Fällen handelt es sich um Flußeisenbleche, was sich aus der ausgeprägten Seigerungszone, sowie den in diesen liegenden dunklen phosphorhaltigen Streifen ergibt; der Niet besteht in Fig. 25 aus Flußeisen, in Fig. 26 dagegen aus Schweißeisen. Beachtenswert ist in Fig. 25 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. 27 bis 29 an einem 19 mm starken Niet aus weichem Flußeisen lehren, während sie auf die Struktur des

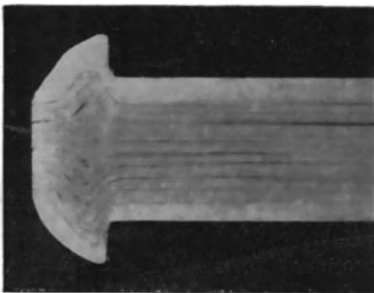


Fig. 27\*. Nietung mit Handhammer, Flußeisenniet.

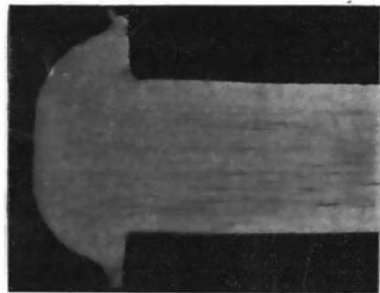


Fig. 28\*. Nietung mit Lufthammer, Flußeisenniet.

Setzkopfes ohne Einfluß ist, da seine Form und Bildung schon vorher gegeben ist. Bei der Handnietung findet nur ein Stauchen und geringes Ausarbeiten der einzelnen Fasern statt (Fig. 27). bei der Preßnietung (Fig. 29) erfolgt dagegen eine kräftige, faßartige, seitliche Ausbauchung, die sich aus dem hier unter hohem Druck erfolgenden, sehr schnellen Arbeitsvorgang erklärt. Die Lufthammernietung (Fig. 23) steht in ihrer Wirkung infolge der gegenüber der Handnietung erheblich gesteigerten Arbeitsgeschwindigkeit zwischen den beiden anderen Verfahren.

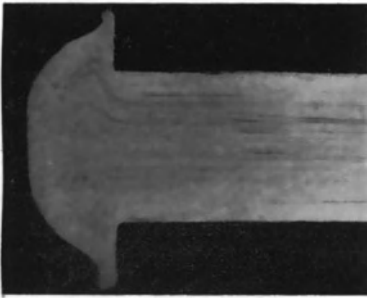


Fig. 29\*. Nietung mit Kniehebel-  
presse, Flußeisenniet.



Fig. 30. Gestauchter Flußeisen-  
zylinder.

Fig. 30 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 Materials 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 der Druckfläche, einen Wendepunkt zeigen, was sich aus der großen Reibung an den Druckflächen erklären dürfte, die eine Materialverschiebung 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, die nach dem früher Gesagten infolge der dort aufgetretenen Gefügezerstörung dunkel erscheinen. In diesen

Diagonalen, also den Linien stärkster Beanspruchung, tritt später dann auch der Bruch ein, falls das Material nicht etwa so nachgiebig ist, daß es eine sehr weitgehende Zusammendrückung ohne Anrisse auszuhalten vermag.

Fig. 31 ist der Querschnitt durch einen Rundstab aus Flußeisen, 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 aus einem Rundstabe von größerer Dicke auf diesen heruntergeschmiedet worden. Diese Schmiedearbeit erkennt man noch daran, daß der Umfang des Stabes in Fig. 31 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

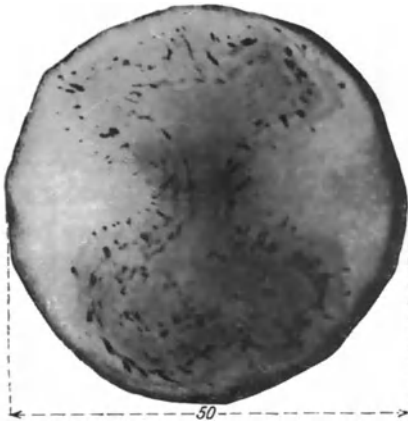


Fig. 31. Flußeisenrundstab mit 8-förmiger Seigerung.

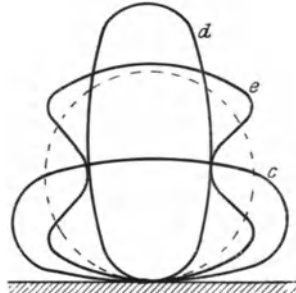


Fig. 32. Schematische Erklärung zu Fig. 31.

aus Bequemlichkeit augenscheinlich verabsäumt, nach jedem Hammerschlage den Stab etwas zu drehen, er hatte ihn vielmehr während einer größeren Zahl von Schlägen ruhig auf dem Amboß liegen lassen, so daß er infolge der Wirkung der wiederholten Schläge auf der gleichen Stelle einen elliptischen Querschnitt nach der Linie *c* in Fig. 32 erhielt. Danach hatte er den Stab plötzlich um  $90^{\circ}$  gedreht, so daß der elliptische Querschnitt nach Linie *d* nunmehr hoch-

kantig 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. 19 Gesagten die Formänderungsvorgänge sich in derartigen Fällen im wesentlichen an der Oberfläche des Materials vollziehen, so blieb die im Kern vorhandene 8-förmige Seigerungszone als ein bleibendes Zeugnis über die vorausgegangenen Formänderungsvorgänge erhalten.

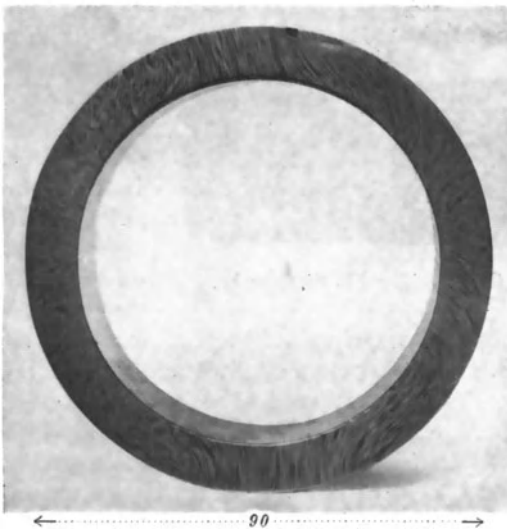


Fig. 33\*. Nahtlos gezogenes Rohr mit eigentümlicher Faserrichtung.

Eine eigenartige Faserrichtung weist auch der Querschnitt durch ein gebrochenes, nahtlos gezogenes Rohr auf, dessen nach Oberhoffer geätzten Querschnitt Fig. 33 wiedergibt, bei welchem die Phosphorzeilen 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 seigerungs-

freie 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 Schweiß- und Flußeisen festzustellen. Da an der Schweißfuge zwei Materialstücke zusammenstoßen, die meist ein voneinander etwas abweichendes Gefüge haben, so prägt sich die Schweißfuge durch die Gefügeänderung deutlich aus, zum mindesten ist sie aber auch bei voll-



Fig. 34. Geschweißte Flußeisenprobe.

kommen gleichartigem Gefüge der beiden verschweißten Stücke als 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 beeinflussen, wird man häufig noch die makroskopische durch die mikroskopische Prüfung ergänzen müssen (siehe Kap. B. VIII).

Fig. 34 zeigt ein Stück Flacheisen, in das ein Stück Rundeisen eingeschweißt war, und zwar so vollkommen, daß sich vor der Ätzung mit dem bloßen Auge nicht die geringste Andeutung einer Schweißstelle 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. 35. Von Hand geschweißtes Flußeisenblech.



Fig. 35 stellt ein von Hand überlappt geschweißtes Flußeisenblech dar, dessen Schweißnaht vor der Ätzung gleichfalls auf keine Weise zu erkennen war. Dasselbe gilt für das

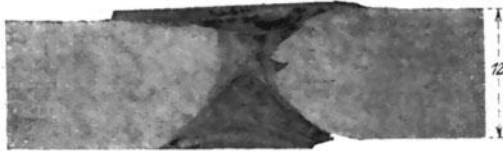


Fig. 36. Autogen geschweißtes Flußeisenblech.

in Fig. 36 wiedergegebene Flußeisenblech, das jedoch von zwei Seiten autogen geschweißt war. Man erkennt deutlich das zwischen den beiden Enden befindliche eingeschmolzene Eisen.

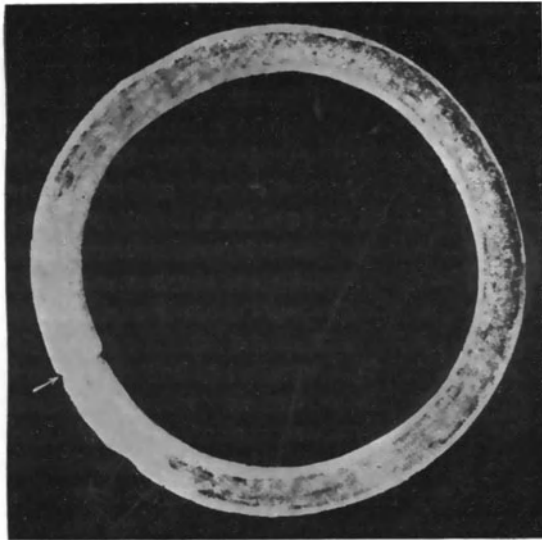


Fig. 37. Querschnitt durch ein stumpf geschweißtes Flußeisengasrohr.

Fig. 37 ist der Querschnitt durch ein  $\frac{3}{4}$ zölliges Gasrohr, bei welchem die zuvor nicht erkennbare stumpfe Schweißnaht 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. Ferner erkennt man noch aus Fig. 37, daß das Rohr aus Flußeisen und nicht aus Schweißeisen besteht, da sich im letzten Falle die dunkle Streifung des Querschnittgefüges bis unmittelbar an die Schweißfuge heranziehen müßte. Bei Flußeisen endet die Seigerungszone dagegen in einiger Entfernung von den Rändern des Bleches, wo sie meist in eine mehr oder weniger stark ausgeprägte Spitze ausläuft, wie das auch Fig. 37 erkennen läßt (siehe auch Fig. 23c).

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 auf keine Weise wahrzunehmen sind.

Durch die Unterschiede in der Färbung bei verschiedenem Phosphor- und auch Kohlenstoffgehalt kann man auch Aus-



Fig. 38\*. Ankerauge mit aufgeschmolzenem Material von einem Spannanker.

besserungen an Eisenteilen u. a. leicht erkennen. So zeigt Fig. 38 zwei mit Kupferammoniumchlorid geätzte, senkrecht zueinander stehende Schnitte durch das Auge des (angeblich zuerst) gebrochenen Spannankers von dem 1911 eingestürzten Funkenturm in Nauen. Man erkennt an diesen einen scharf gegen den hellen Kern abgegrenzten dunklen Rand, was auf das Aufschmelzen eines stark phosphorhaltigen Materials hinweist. Dies wurde durch die chemische Analyse, welche für den Rand einen Phosphorgehalt von 0,77% ergab, so-

wie durch eine Untersuchung bei stärkerer Vergrößerung bestätigt, wobei sich in der dunklen Randpartie Blasen Hohlräume, sowie Schlackeneinschüsse zeigten. Wahrscheinlich ist beim Ausschmieden des Auges zu wenig Material vorhanden gewesen, deshalb hat man die Fehlstelle durch Aufschmelzen eines

zufällig sehr schlechten Materials ausgefüllt, das sich mit dem übrigen allerdings gut verbunden hat, da keine Schweißnaht zu erkennen war.

Fig. 39 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 Material, dagegen wies die Zone P einen Kohlenstoffgehalt 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 eingeleitet ist; X ist dagegen ein aufgeflicktes, sehr kohlenstoffarmes Material.

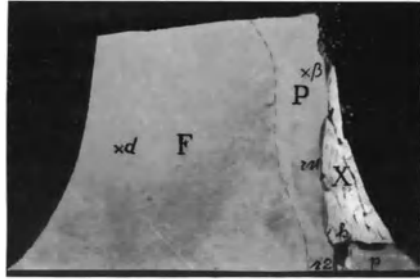


Fig. 39. Gebrochener Propellerflügel mit angeschmolzenem Material.



Fig. 40. Metallischer Einschuß in einen Chromnickelstahl.

das, wie man schon an dem auf  $\frac{1}{3}$  verkleinerten Bilde sieht, sehr grobe Schlackeneinschüsse enthält. Die Aufschmelzung war hier nur sehr schlecht gelungen, wie man aus der deutlich sicht-

baren Schweißfuge zwischen X und P entnimmt; das Stück X konnte auch durch leichte Hammerschläge von dem übrigen Material getrennt werden.

Der in Fig. 40 wiedergegebene Schliff stammt von einem Stück Chromnickelstahl, welches die Werkstatt mit dem Bemerkten einlieferte, daß sich daran sämtliche Fräser stumpf liefen, so daß es nicht zu bearbeiten war. Schon der ungeätzte Schliff lehrte, daß in das Material ein solches anderer Zusammensetzung eingesprengt war, das sich nach dem Ätzen durch seine dunkle Farbe noch besser abhob. Die mikrophotographische Untersuchung im Verein mit einer mikrochemischen Analyse ließ es als ein Stück hochprozentigen gehärteten Nickelstahls nachweisen; wahrscheinlich war bei der Herstellung des Materials auch Schrott mit verwendet worden und dadurch dieses Stückchen in die Schmelze geraten, das aber nicht mit flüssig wurde, sondern in seiner Form erhalten blieb.

## B. Mikroskopische Prüfungen.

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

Die Schliffproben für die mikroskopische Untersuchung, durch die man einen weitergehenden Aufschluß über das Gefüge erhält, als es durch die makroskopische Prüfung möglich ist, erfordern wegen der zu beanspruchenden stärkeren Vergrößerung naturgemäß auch eine größere Sorgfalt bei der Herstellung: ihre Fläche beträgt zweckmäßig 0,5 bis 2 qcm. Um die Proben beim Schleifen bequem in der Hand halten zu können, gibt man ihnen, falls möglich, eine Dicke von etwa 1 cm. 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 der oben angegebenen 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 zerstören würde: sie dürfen deshalb nicht mit der Schere abgeschnitten, sondern müssen möglichst durch

Sägen 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 Schleifen) jede stärkere Erwärmung vermieden werden, weil auch hierdurch das Gefüge geändert werden kann (Anlaßwirkung).

Soll die Bruchursache eines Konstruktionsteiles o. ä. 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 Materials etwaige örtliche Eigentümlichkeiten in der Nähe der Bruchstelle erkennen zu können.

Dünne Drähte und Blechstreifen, bei denen das Schleifen des geringen Querschnittes wegen schwierig sein würde, gießt man nach Fig. 41a in eine

Weißmetalllegierung von möglichst niedrigem Schmelzpunkt ein, damit das Gefüge der Probe durch die Wärmewirkung nicht verändert wird. Meist kommt man

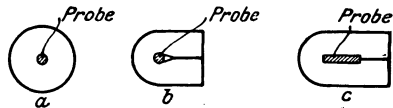


Fig 41. Fassen kleiner Probestücke für das Schleifen.

jedoch einfacher und schneller zum Ziele, wenn man Drähte und Bleche nach Fig. 41 b und c zwischen die Schenkel eines U-förmig gebogenen Stückes Kupferblech 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 im Staatlichen Material-Prüfungsamt in Berlin-Dahlem 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 erfolgt mit Hilfe von Schmirgelpapier, das auf dreifach verleimte Rotbuchen- oder besser Metallscheiben von etwa 350 mm Durchmesser aufgeleimt wird. An die Holzscheiben wird ein gußeisernes Futter geschraubt, mit dem sie auf einer Drehbank oder einem kleinen Motor befestigt werden, welche etwa 400—600 Umdrehungen in der Minute machen. Das Auf-

kleben des Schmirgelpapieres erfolgt mit gesiebtem Tischlerleim oder bei Metallscheiben mit Wasserglas. Nach Abnutzung des ersten Stückes Schmirgelpapier kann man noch weitere, etwa bis zu 10 Stück, aufeinander kleben. 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 fein. Das Schleifen erfolgt stets trocken, nur bei der Sorte 00 fein gibt man 1—3 Tropfen Öl auf das Schmirgelpapier. Die zu schleifende Fläche der Probe wird mit leichtem Druck gegen die Schleifscheibe gehalten; kräftiges Andrücken, wie sonst beim Polieren 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 4 bis 6 Schliffproben gleichzeitig herstellen. Man beginnt mit der Körnung „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 Schliff bis zum Beginn des Schleifens auf der nächst feineren Scheibe genügend abkühlt.

Verliefen bei dem Schleifen mit der größten Körnung die Schleifrisse auf der Probe in der Richtung aa (Fig. 42), so hält man die Probe bei dem Schleifen mit der nächsten Körnung „1 grob“ so, daß die neuen Schleifrisse senkrecht zu den früheren, also in der Richtung bb, entstehen; in der gleichen Weise verfährt man bei den folgenden Scheiben. Auf keiner Scheibe darf man das Schleifen eher abbrechen und zu der nächst feineren Scheibe übergelien, bevor nicht alle Risse von den vorangegangenen Scheiben vollkommen entfernt sind. Beachtet man

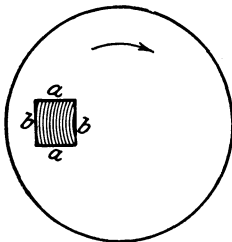


Fig. 42. Schleifen der Proben.

diese Vorsichtsmaßregeln nicht, so rächt sich jene Nachlässigkeit später dadurch, daß die zuvor nicht vollständig entfernten

Risse bei dem Polieren auf der Tuchscheibe sehr kräftig hervortreten (Fig. 43). 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 fein wird der Schliff noch poliert. Dies geschieht auf einer mit einem Stück Tuch aus reiner Wolle bespannten Scheibe, das keine Baumwolle enthalten darf, da diese Risse auf der Schlißfläche erzeugt; am besten ist gutes Militärtuch (Kürassiertuch). Das Polieren erfolgt auf dieser mit sehr fein geschlemmter, in Wasser suspendierter Tonerde, die man fertig bezieht, und die man mit einer Spritzflasche darauf gibt. Die Probe wird solange auf der Tuchscheibe poliert, bis sie eine vollständig spiegelnde und rißfreie Schlißfläche aufweist, danach unter Wasser sorgfältig abspült und schließlich von dem Wasser durch kräftiges Spülen mit Alkohol befreit. Will man sie nicht unmittelbar nach dem Polieren ätzen, so bewahrt man sie in einem teilweise mit Chlorcalcium gefüllten Exsikkator auf. Das vollständige Schleifen und Polieren dauert etwa 10—30 Minuten, läßt sich aber durch zweckmäßige Einrichtungen auf 7 bis 10 Minuten verkürzen.

Nach dem Schleifen kann man auf der Schlißfläche mit dem bloßen Auge oder dem Mikroskop im allgemeinen 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 haben sich eine 1%ige Lösung von Salzsäure oder 4%ige Lösung von Salpetersäure in Alkohol (letztere ist namentlich auch für gewisse Sonderstähle geeignet); die Konzentration der alkoholischen

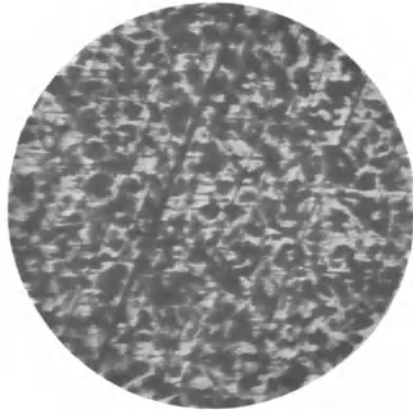


Fig. 43. Schleifrisse.  $V = 85^1$ .

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

Salzsäure kann man, wenn nötig, bis auf 5—10% erhöhen. Im allgemeinen ist es zu empfehlen, möglichst nur ein Ätzmittel, von dem man sich einen größeren Vorrat hält, zu benutzen, und sich mit diesem 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 jedes Ätzmittel für besondere Fälle seine Vorzüge hat. Hingewiesen 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, wobei sich jener dunkel färbt, während der Ferrit kaum angegriffen wird.

Vor dem Einlegen in das Ätzmittel wird die Schlißfläche 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 solange (unter ständiger Bewegung des Gefäßes), bis die zuvor spiegelblanke Schlißfläche eine leichte, milchige Trübung anzunehmen beginnt. Dies dauert bei Eisen und ungehärtetem Stahl etwa 3 bis 15 Minuten, bei gehärtetem Stahl und Sonderstahlsorten meist länger, etwa bis zu einer Stunde. Man kann sich von der fortschreitenden Wirkung des Ätzmittels überzeugen, indem man die Probe zuweilen aus der Ätzflüssigkeit herausnimmt und 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 Flüssigkeit durch sorgfältiges Abwaschen mit Alkohol von der Probe entfernt werden. Das Anlaufen der Schlißfläche wird durch Aufbewahrung in einem Exsikkator verhindert, wobei das mikroskopisch sichtbare Kleingefüge jahrelang erhalten bleibt.

Die in der vorstehend beschriebenen Weise vorgerichteten Schlißproben sind nunmehr für die Untersuchung mit dem Mikroskop fertig. Man beginnt im allgemeinen zunächst mit einer möglichst schwachen Vergrößerung und dem entsprechend ausgedehnteren Gesichtsfelde, um das dem betreffenden Gefüge eigentümliche Gesamtbild zu erkennen. Erst nachdem die



Schlifffläche hiermit eingehend an allen Stellen untersucht ist, benutzt man eine stärkere Vergrößerung, falls eine solche überhaupt erforderlich sein sollte. Meist wird eine 40—100fache Vergrößerung, wie bei der Mehrzahl der in diesem Buche enthaltenen Kleingefügeabbildungen, genügen; nur in sehr wenigen Fällen ist 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.

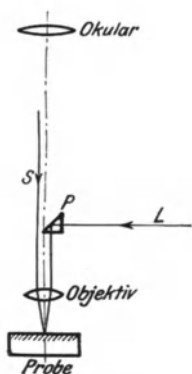


Fig. 44. Strahlengang im Metallmikroskop.

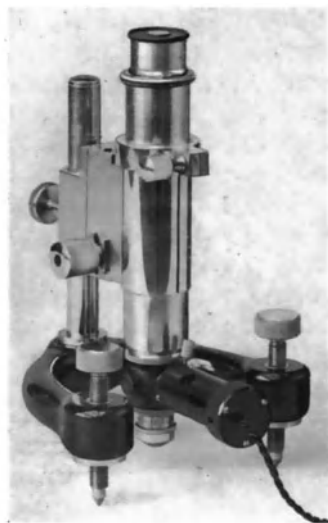


Fig. 45. Metallmikroskop.

Die bei der sonst üblichen mikroskopischen Untersuchung bakteriologischer Präparate oder mineralogischer Dünnschliffe gebräuchliche Beobachtung im durchfallenden Licht ist naturgemäß bei Metallschliffen nicht möglich, da sie nicht so dünn herzustellen sind, daß sie das Licht noch in genügender Stärke hindurchlassen; man muß sie daher im reflektierten Licht untersuchen. Die Beleuchtung geschieht hierbei mit dem Vertikal-Illuminator, einem kleinen Spiegel oder einem total reflektierenden Glasprisma P, welches oberhalb des Objektivs in dem Mikroskoptubus eingebaut ist (Fig. 44). Das von der Licht-

quelle kommende Strahlenbüschel L wird von dem Prisma durch die eine Objektivhälfte auf die Probestfläche geworfen und dient so zur Beleuchtung, während die andere ein Bild von dieser entwirft, das, wie üblich, durch das Okular betrachtet wird. Ein geeignetes Metallmikroskop, das für die meisten hier beschriebenen Untersuchungen ausreicht, ist z. B. das in Fig. 45 dargestellte Werkstatt-Mikroskop. Es besitzt am unteren Ende einen kleinen rechtwinkligen Ansatz, der das Beleuchtungsprisma und eine kleine Glühlampe enthält, die von einer Batterie von drei Trockenelementen oder zwei Akkumulatoren oder, vorteilhafter, falls man über Wechselstromanschluß verfügt, von einem kleinen Klingeltransformator gespeist wird, 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 einstellen zu können. Zweckmäßig gehören zu dem Mikroskop zwei Objektive und zwei Okulare, um verschiedene Vergrößerungen von 30 bis 250fach benutzen zu können. Will man mikroskopische Aufnahmen damit machen, so braucht man außerdem noch ein Projektionsokular, über welchem man die photographische Kamera an einem geeigneten Stative senkrecht anbringt.

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 Achse steht und somit über das ganze Gesichtsfeld scharf ist. Die Größenausmessung der unter dem Metallmikroskop beobachteten Objekte erfolgt mit einem Okular, 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.

## II. Haltepunkte und Zustandsdiagramme.

Das in der Technik verarbeitete Eisen ist 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 die hierbei auftretenden Erscheinungen hat erst die Aufstellung der sogenannten Zustandsdiagramme ermöglicht, die sich auf Grund der bei der Abkühlung und Erwärmung auftretenden

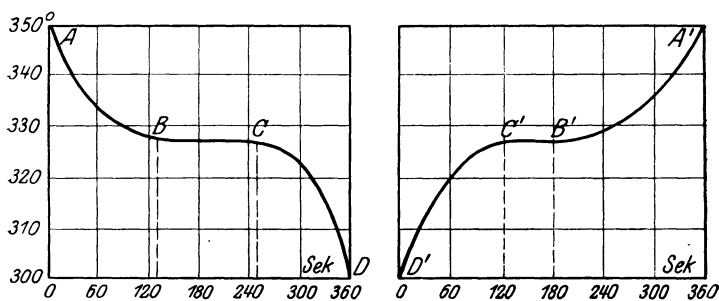


Fig. 46. Abkühlungs- und Erhitzungskurve von reinem Blei.

Wärmeumsetzungen ermitteln lassen. Am einfachsten gestaltet sich ihre 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 30 Sekunden) seine Temperatur, so erhält man die in Fig. 46 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 Wärmeumsetzungen, welche sich 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

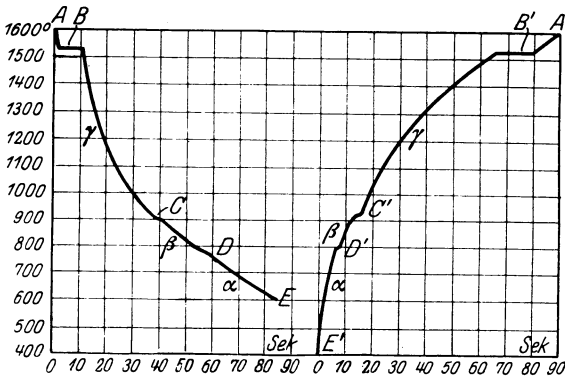


Fig. 47. Abkühlungs- und Erhitzungskurve von reinem Eisen.

oder eine Richtungsänderung der Kurve bemerkbar. Beobachtet man z. B. die Abkühlung von geschmolzenem, chemisch reinem Eisen, so erhält man die in Fig. 47 (links) gegebene Kurve. Der Haltepunkt B bei  $1523^{\circ}$  entspricht wieder dem Erstarrungspunkt; außerdem tritt aber noch ein zweiter Haltepunkt C bei  $898^{\circ}$  und ein dritter, schwächer angedeuteter D bei  $769^{\circ}$  auf; sie zeigen an, daß auch das Eisen im festen Zustande in verschiedenen Modifikationen vorkommt; diese sind mit den Buchstaben  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  bezeichnet. Das bis  $769^{\circ}$  beständige  $\alpha$ -Eisen kristallisiert in Würfeln und ist magnetisch, während das von  $769^{\circ}$  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 exi-

stierende 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  $769^\circ$ ) 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  $769^\circ$  wie  $Ar_2$ ,  $Ac_3$  dagegen erst bei  $909^\circ$ ; dies erklärt sich daraus, daß die Umwandlung eine gewisse Zeit erfordert (die Punkte  $A_1$  treten nur bei kohlenstoffhaltigem Eisen auf).

Das  $\gamma$ -Eisen unterscheidet sich aber nun noch dadurch wesentlich von dem  $\alpha$ - und  $\beta$ -Eisen, daß es den Kohlenstoff oder vielmehr das Eisenkarbid ( $Fe_3C$  [mit  $6,63\%$  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“ 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. 48 (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 Gefrierpunkt

mehr auf, sondern die Erstarrung erstreckt sich über das Intervall  $a_1b_1$ , indem sich bei  $a_1$  ( $1381^\circ$ ) Kristalle abzuschneiden 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 Haltepunkte 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.

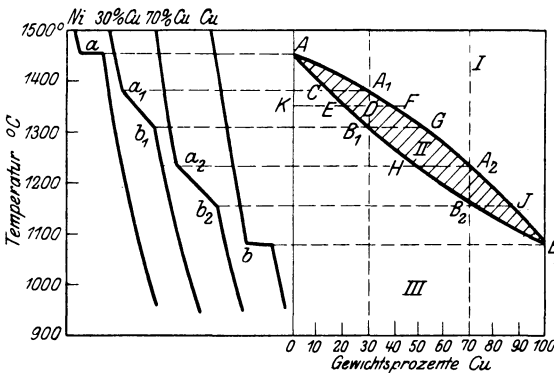


Fig. 48. Zustandsdiagramm der Nickel-Kupferlegierungen.

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. 48, 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.

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

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%). 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.

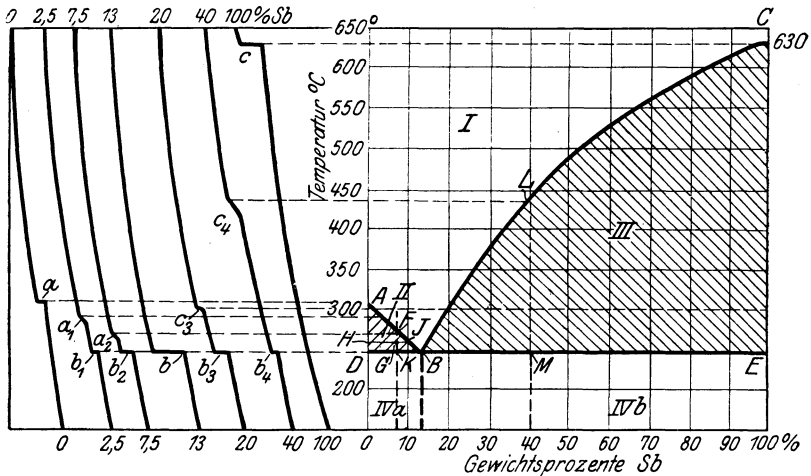


Fig. 49. Zustandsdiagramm der Blei-Antimonlegierungen.

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. 49 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  $327^\circ$  und  $630^\circ$  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  $250^{\circ}$ . Ein weiterer Unterschied besteht darin, daß es eine Legierung (mit 13% Antimon) gibt, welche, wie die reinen Metalle, nur einen (aber tiefer liegenden) Haltepunkt  $b$  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. 49 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,  $250^{\circ}$ ) 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 ( $272^{\circ}$ ) 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 ( $265^{\circ}$ ), 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  $250^{\circ}$  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 der Zustandskurve CB im Punkte L nicht Blei-, sondern reine Antimonkristalle aus; dadurch wird die Schmelze immer ärmer hieran, bis sie bei  $250^{\circ}$  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

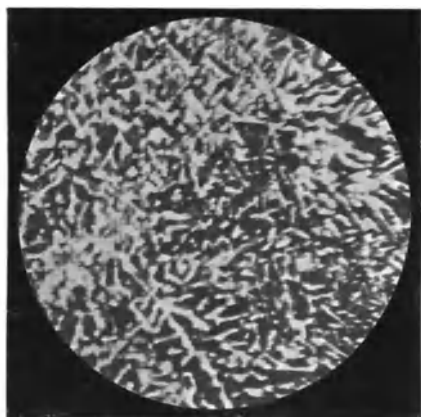


Fig. 50\*. Blei-Antimon-Eutektikum (mit 13% Antimon).  $V = 350$ .

muß somit nach der bei  $250^{\circ}$  eintretenden Erstarung aus dem Eutektikum bestehen, wie man dies in Fig. 50, dem geätzten Schliffe einer solchen, sieht; man erkennt deutlich die dicht nebeneinander liegenden dunklen Blei- und die hellen Antimonkristalle. Weiterhin folgt, daß bei der 7,5%-igen Legierung nach Überschreiten der eutektischen Temperatur von  $250^{\circ}$  zu den schon vorhandenen Bleikristallen noch das Eutektikum ausfällt; in

der Tat sieht man in ihrem Schliff (Fig. 51) eine Reihe

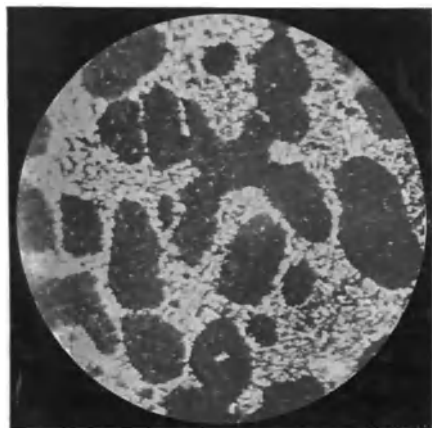


Fig. 51\*. Untereutektische Blei-Antimonlegierung (mit 7,5% Antimon).  $V = 150$ .

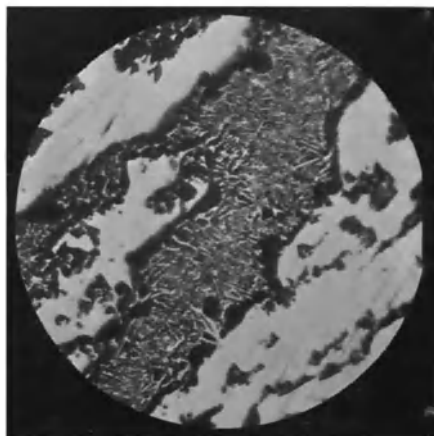


Fig. 52\*. Übereutektische Blei-Antimonlegierung (mit 40% Antimon).  $V = 150$ .

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. 52), 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 voneinander trennen.

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. Genauer werden sie, wenn man ein durchsichtiges Millimeterpapier darüber legt, die einzelnen Körner darauf abzeichnet und die von ihnen ungeschlossenen 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 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. Schmiedeeisen und Stahl

(die stabilen Gefügebestandteile des Eisens bis 1,7% Kohlenstoff).

Bestimmt man nun, ähnlich wie vorher, die Haltepunkte einer Reihe von Eisen-Kohlenstofflegierungen (bis zu dem technisch vorkommenden Gehalt von 4,6% Kohlenstoff), so erhält man ihr in Fig. 53<sup>1)</sup> wiedergegebenes Zustandsdiagramm<sup>2)</sup>, das sich aus zwei Hauptteilen zusammensetzt, nämlich erstens den durch die Linien AB, BC, AD, DE eingeschlossenen Zustandsfeldern II und III und zweitens den von den Linien FG, GD und KGM begrenzten Feldern IV, V, VI und VII. Die ersteren kann man als eine Kombination aus den bei den Nickel-Kupfer- und den Blei-Antimonlegierungen erhaltenen typischen Fällen zusammengesetzt ansehen; in dem Felde II von A bis D werden sich also Mischkristalle abscheiden, während der Teil AB, BC, DBE dem Fall der vollständigen Unlöslichkeit im festen Zustande entspricht, wobei der bei 1130° liegende und einen Kohlenstoffgehalt von 4,2% anzeigende Punkt B der eutektische Punkt ist. Das Diagramm FGD, KGM stellt dann die schon von den Haltepunkten des Eisens her bekannten Umwandlungen im festen Zustande dar; dieser Teil entspricht in seinem Typus vollständig dem Beispiel der Erstarrung der Blei-Antimonlegierungen. Der Punkt A (1523°) ist wieder der Erstarrungspunkt des reinen Eisens, während die Punkte F (898°) und H (769°) die Umwandlung des  $\gamma$ - in das  $\beta$ - und des  $\beta$ - Eisens in das  $\alpha$ -Eisen angeben.

<sup>1)</sup> Fig. 53 befindet sich auf der Tafel am Schlusse des Buches.

<sup>2)</sup> Nicht berücksichtigt ist hierbei die bei Kohlenstoffgehalten bis zu 0,4% oberhalb von 1400° auftretende vierte Modifikation des Eisens (das  $\delta$ -Eisen) und ihre Umwandlung in das  $\gamma$ -Eisen, da jene bisher für die Praxis keine Bedeutung besitzt.

Die bei der Erstarrung eintretenden Vorgänge seien zunächst an dem Beispiel einer Legierung mit 0,25% Kohlenstoff betrachtet (Vertikale a, c, f, h, i, l, m). Beim Erreichen der Temperatur a (1510°) erstarrt, wie wir wissen, ein Teil der Schmelze zu Mischkristallen (aus 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 1450° (Punkt c), reichern sich diese an Eisenkarbid und damit an Kohlenstoff an, und zwar beträgt er hier 0,1% (Punkt d). Ihr Mengenverhältnis zur Schmelze bestimmt sich, wie früher, aus der Beziehung  $x/y = ce/cd = 8,2 \text{ mm}/3,9 \text{ mm} = 2,1$ . Diese Diffusion des Kohlenstoffes aus der Schmelze in die Mischkristalle hält bis zum Punkte f = 1410° an, wo die ganze Schmelze sich in Mischkristalle mit wieder 0,25% Kohlenstoff verwandelt hat. Diese, welche zu Ehren von Roberts Austen als Austenit bezeichnet werden, kühlen sich dann regelmäßig ab bis zum Schnittpunkte h mit der Kurve FG (Temperatur 840°). Hier beobachtet man einen, dem Punkt  $Ar_3$  beim reinen Eisen entsprechenden Haltepunkt, bei welchem sich das  $\gamma$ -Eisen der Mischkristalle in  $\beta$ -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 hG 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  $x/y = ik/ij = 3,2 \text{ mm}/5,9 \text{ mm} = 0,54$ . Beim Erreichen der dem Punkte  $Ar_2$  beim reinen Eisen entsprechenden Temperatur von 769° tritt auch bei den Eisen-Kohlenstofflegierungen ein Haltepunkt l auf, der durch die Umwandlung des ausgeschiedenen  $\beta$ -Eisens in die  $\alpha$ -Modifikation veranlaßt ist. Nach Abkühlung bis auf 710° (Punkt m) ist der Gehalt des Austenits an Kohlenstoff auf 0,9% gewachsen. Der diesem entsprechende Punkt G der festen Lösung hat nun dieselbe Bedeutung wie der eutektische Punkt bei den üblichen flüssigen Lösungen (man bezeichnet ihn deshalb als eutektoidischen Punkt), 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 0,25% Kohlenstoff wird demnach nach der Erstarrung aus  $\alpha$ -Eisen und dem Eutektoid (aus  $\alpha$ -Eisen und Eisenkarbid) bestehen. Während ein geätzter Schliff aus reinem Elektrolyteisen nur Kristalle ein und derselben Art von  $\alpha$ -Eisen aufweist (siehe Fig. 54), die übrigens metallographisch als Ferrit

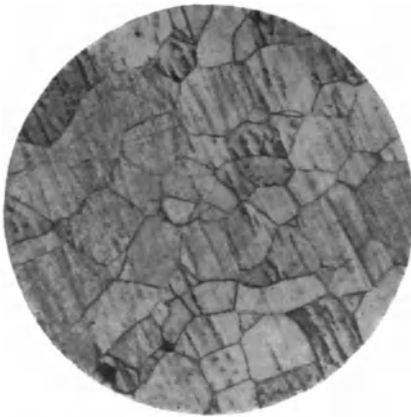


Fig. 54. Elektrolyteisen.  
V = 75.



Fig. 55. Eisen mit 0,13% Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit.  
V = 75.

bezeichnet werden, zeigt ein solcher aus einem Eisen mit 0,13% Kohlenstoff (Fig. 55) neben diesen dunkle Flecken, welche sich bei stärkerer Vergrößerung als ein System von gekrümmten hellen und dunklen Lamellen darstellen (siehe Fig. 58) und damit ihre eutektoidische Natur beweisen. Wegen seines an Perlmutt erinnernden Aussehens hat das 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 das Ferrit beim Ätzen mit alkoholischer Salz- oder Salpetersäure kaum färbt (nur bei längerer Ätzdauer wird es schwach gelblich und aufgeraut, siehe Fig. 54). Das 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. 56 und 57 deutlich



Fig. 56. Eisen mit 0,4% Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit.  $V=75$ .

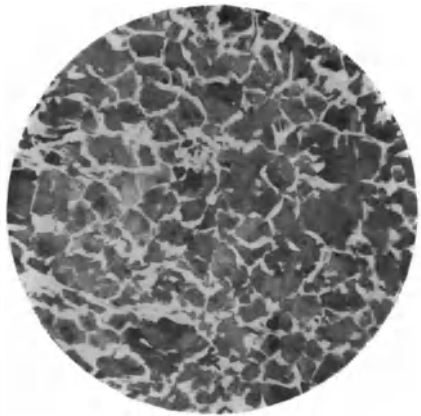


Fig. 57. Eisen mit 0,55% Kohlenstoff. Gefüge: Ferrit und Perlit.  $V=75$ .

erkennen lassen, welche ein Eisen 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 Zustandsdiagramm lehrt, sich das  $\gamma$ -Eisen direkt in das  $\alpha$ -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 JG 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  $769^{\circ}$  bleibt.

Die eutektoidische Legierung von 0,9% Kohlenstoff zeigt im Schliff naturgemäß nur Perlit, wie Fig. 58 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% Antimon her wissen, nur einen einzigen Haltepunkt (bei 710°), den man sinngemäß mit  $A_{3,2,1}$  bezeichnet. Während der Haltepunkt  $Ac_2$  mit  $Ar_2$  zusammenfällt, liegt  $Ac_3$  um etwa 10° höher als  $Ar_3$  und  $Ac_1$  sogar um 30° höher als  $Ar_1$ .



Fig. 58. Eisen mit (nahezu) 0,9% Kohlenstoff. Gefüge: Perlit.  $V=450$ .

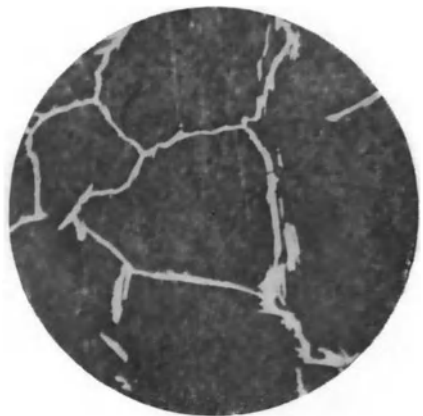


Fig. 59. Eisen mit 1,0% Kohlenstoff. Gefüge: Perlit und Zementitadern.  $V=75$ .

Beim Erwärmen erfolgen die entsprechenden Umwandlungen in entgegengesetztem Sinne, so daß nach Überschreiten der eutektoidischen Horizontalen KG sich der Perlit wieder in Austenit zurückverwandelt; beim Erreichen des Haltepunktes  $Ac_2$  (769°) geht (bei Legierungen bis 0,6% Kohlenstoff) das  $\alpha$ -Eisen in das  $\beta$ -Eisen über und nach Erreichen von  $Ac_3$  dieses in das  $\gamma$ -Eisen, welches sofort mit dem vorhandenen Eisenkarbid wieder die feste Lösung des Austenits bildet. Nach Erreichen der Soliduslinie AD beginnt dann das Schmelzen, das aber erst auf der Liquiduslinie AB vollendet ist.

Wählt man nun eine übereutektoidische Legierung mit etwa 1,25% Kohlenstoff, so erfolgt, nachdem die Abscheidung der



sich im Zustandsfelde II bildenden Mischkristalle im Punkte q vollendet ist, die Abkühlung regelmäßig bis zum Haltepunkte r auf der Kurve DG. Hier scheidet sich dann nun aber nicht Ferrit, sondern Zementit aus, während sich dadurch mit weiter sinkender Temperatur der Kohlenstoffgehalt des Austenits längs rG bis zum Erreichen des eutektoidischen Punktes G verringert. Bei der Temperatur  $710^{\circ}$  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 Kohlen-

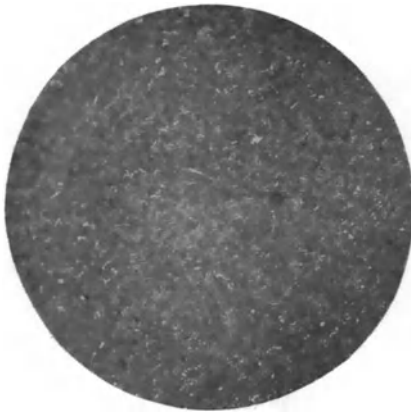


Fig. 60. Eisen mit 1,7% Kohlenstoff.  
Gefüge: Perlit und Zementitinseln.  
V = 75.

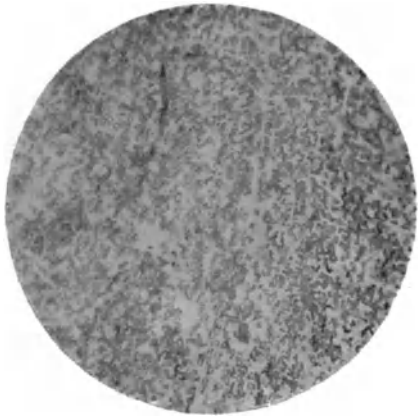


Fig. 61. Körniger Perlit.  
V = 450.

stoffgehalt die Menge des Zementits zu- und die des Perlits abnimmt. Der Zementit tritt entweder in der Form länglicher Adern, wie in Fig. 59 (Eisen mit 1% Kohlenstoff), oder runderlicher Inseln, wie in Fig. 60 (Eisen mit 1,7% Kohlenstoff) auf.

Der Perlit erscheint übrigens nicht immer in lamellarer Form, wie in Fig. 58; bei sehr langem Glühen dicht unterhalb  $A_{r1}$  oder durch wiederholtes Erwärmen über und Abkühlen unter  $710^{\circ}$  geht er in eine andere Form, die des körnigen Perlits <sup>1)</sup>, über (Fig. 61). er wird deshalb für die stabilere Form des Perlits gehalten. Ein Eisen mit körnigem Perlit besitzt zwar eine geringere

<sup>1)</sup> H. Hannemann u. F. Morawe, Stahl und Eisen **33**, 1350, 1913.

Festigkeit, dafür aber eine wesentlich größere Dehnung; es ist also weich und sehr zäh.

Bei einem Kohlenstoffgehalt bis zu 0,5% kann man ihn, wie in Abschnitt II auseinandergesetzt, sehr gut aus der Metallographie entnehmen; um nicht durch örtliche Verschiedenheiten zu Trugschlüssen geführt zu werden, wird man dabei mit möglichst schwacher Vergrößerung arbeiten, um ein dementsprechend größeres Gesichtsfeld zu haben. Bei streifenförmiger Anordnung des Gefüges muß man je einen Schliff parallel und senkrecht zur Walzrichtung betrachten. Eine gewisse Vorsicht ist



Fig. 62. Stahlnadelriß in dem Material der Fig. 59.  $V = 450$ .

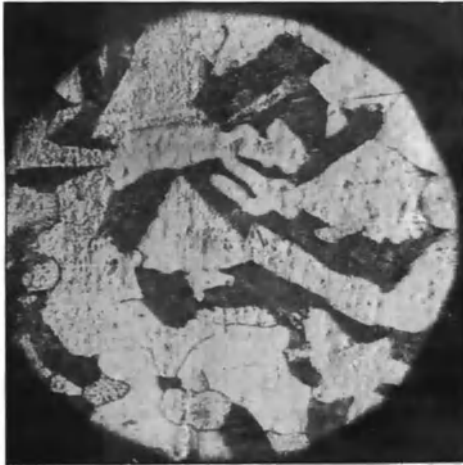


Fig. 63\*. Kleingefüge des Teiles F (bei d) der Fig. 39 (Ferrit und Perlit).  $V = 350$ .

aber namentlich dann zu beachten, wenn man die Zusammensetzung des Eisens nicht kennt, da das Verhältnis von Ferrit zum Perlit wesentlich durch den Mangangehalt beeinflusst wird, und zwar schätzt man hierbei den Kohlenstoffgehalt 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 übereutektoidische Legierung handelt, da Ferrit und Zementit sich beide hell von dem dunklen Perlit abheben. Sehr einfach kommt man aber zum Ziel, wenn man den Schliff mit einer

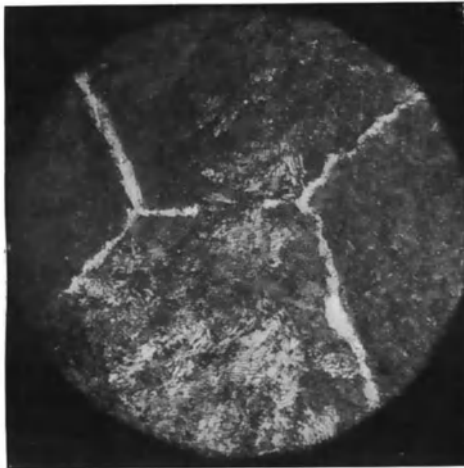


Fig. 64\*. Kleingefüge des Teiles P (bei  $\beta$ ) der Fig. 39 (Ferrit und Perlit).  
V = 350.

gehärteten Stahlnadel ritzt, (siehe Fig. 62, welche ein Stück der Fig. 59 bei stärkerer Vergrößerung darstellt). In dieser erscheint der Nadelriß als ein breiter, heller (von links unten nach rechts oben verlaufender) Strich, der an der hellen (fast wagerecht liegenden) Ader unterbrochen ist, wodurch sich diese als Zementit erweist, während der weiche Ferrit von der Stahlnadel geritzt worden wäre. Ein weiteres charakteristisches Kennzeichen für den Zementit ist, daß er sich in einer Lösung von kochendem Natriumpikrat dunkel färbt.

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

Daß man übrigens zu recht guten Schätzungen des Kohlenstoffgehaltes kommen kann, dafür ein Beispiel. Bei dem in Fig. 39 wiedergegebenen Schliff eines gebrochenen Propellerflügels erscheint die Zone P dunkler als die Zone F; die Mikrophotographien aus beiden sind nun in Fig. 63 (für F) und Fig. 64 (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 gegebene chemische Analyse durchaus bestätigt wurde.

Bemerkt sei auch, daß, während der Kohlenstoffgehalt des Ferrits immer 0%, der des Zementits 6,63% 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.

#### IV. Gehärteter Stahl; Einsatzhärtung

(die labilen Gefügebestandteile des Eisens bis 1,7% Kohlenstoff).

Die im Zustandsfelde IV (Fig. 53) auftretenden Mischkristalle (der Austenit) lassen sich nun nicht in der gewöhnlichen Weise nachweisen, da es wegen der hohen Temperatur (710—1523°) nicht möglich ist, Schlitte 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. [Aller-

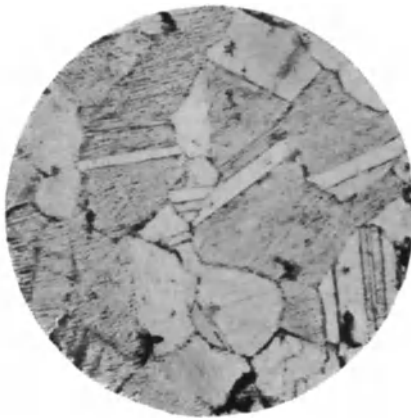


Fig. 65\*. 25%iger Nickelstahl, abgeschreckt. Gefüge: Austenit.  $V=125$ .

dings ist es bei den Eisen-Kohlenstofflegierungen bisher nicht möglich gewesen, selbst durch außerordentlich energisches Abschrecken, den Austenit rein zu erhalten, dagegen gelingt dies bei nickelhaltigem, technischen Eisen, da hierdurch seine Zersetzung stark verzögert wird. Das bei diesem hierbei auftretende Gefüge (Fig. 65) 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. 66\*. Werkzeugstahl, mit 1,57% Kohlenstoff; bei 1350° C in Wasser von 5° C abgeschreckt. Gefüge: grobe Martensitnadeln in Austenit.  
V = 350.

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 Material-Prüfungsamtes, Geheimrat Martens, des Begründers der Metallographie in Deutschland, den Namen Martensit erhalten hat. Man erkennt ihn deutlich neben dem Austenit in Fig. 66, dem Schliffe eines Eisens mit 1,57% Kohlenstoff, das von 1350° in Wasser von 5° abgeschreckt wurde. Wählt man die Abschrecktemperatur niedriger, aber immer ober-

halb der für den betreffenden Kohlenstoffgehalt durch die Linien FG, GD gegebenen Temperaturen, so verwandelt sich der ganze Austenit in Martensit, und zwar wird er um so feinnadliger, je tiefer (innerhalb der angegebenen Grenzen) die Temperatur gewählt wird, wie man in Fig. 67 sieht (von  $1000^{\circ}$  abgeschrecktes, kohlenstoffarmes Eisen). Die Frage nach der Natur des Martensits ist immer noch nicht geklärt: Le Chatelier<sup>1)</sup> hält ihn für eine feste Lösung des Eisenkarbids in  $\alpha$ -Eisen. Da dieses aber, wie wir wissen, für gewöhnlich mit jenem keine Mischkristalle zu

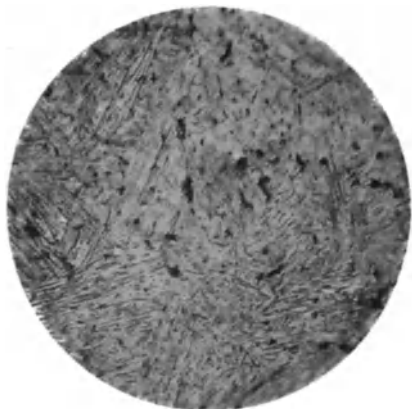


Fig. 67. Kohlenstoffarmes Eisen, bei  $1000^{\circ}$  C abgeschreckt. Gefüge: Martensit.  $V = 350$ .



Fig. 68. Kohlenstoffarmes Eisen, bei  $750^{\circ}$  C abgeschreckt. Gefüge: Ferrit und Martensit.  $V = 350$ .

bilden vermag, so müßte man annehmen, daß diese zwar in der Regel unbeständig sind, dagegen, wie der Austenit, bei schnellem Abschrecken erhalten bleiben. Unabhängig von jeder Theorie bleibt aber die Tatsache bestehen, daß sich beim Abschrecken des Eisens im Wasser von einer im Zustandsfelde IV liegenden Temperatur der nadlige Martensit bildet, der einen sehr harten Bestandteil darstellt und damit das kennzeichnende Gefüge des gehärteten Stahls bildet. Wie beim Austenit kann sein Kohlenstoffgehalt zwischen 0 und 1,7% betragen.

<sup>1)</sup> Le Chatelier, Compt. rend. 1917. S. 172; siehe Stahl und Eisen, 39, 68, 1919.

Was wird nun geschehen, wenn das Abschrecken unterhalb der Linien FG, GD, 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 Martensit verwandelt. Das Gefüge eines bei  $750^{\circ}$  abgeschreckten, etwa 0,1% Kohlenstoff enthaltenden Eisens muß also aus Ferrit und Martensit bestehen.

wie auch Fig. 68 beweist: sie wurde mit einem Stück desselben Eisens erhalten, von welchem auch die Fig. 67 stammt. Schreckt man dagegen unterhalb der eutektoidischen Temperatur von  $710^{\circ}$  ab, so kann nur das bei dieser stets vorhandene normale Gefüge von Ferrit und Perlit erhalten bleiben (siehe Fig. 69), die wiederum von demselben Eisen wie vorher stammt. Dasselbe Stück Eisen kann also je nach der Temperatur, von welcher aus

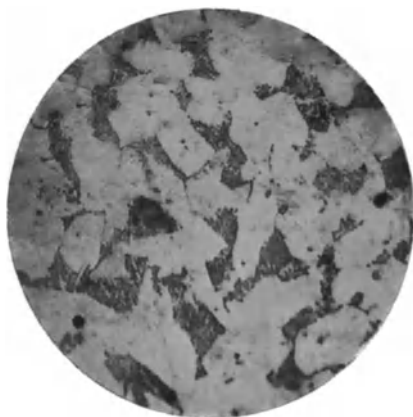


Fig. 69. Kohlenstoffarmes Eisen, unterhalb  $750^{\circ}$  C abgeschreckt. Gefüge: Ferrit und Perlit.  $V = 350$ .

es abgeschreckt ist, ein ganz verschiedenes Gefüge aufweisen. Umgekehrt kann man aus seiner Metallographie auch Rückschlüsse auf seine Wärmebehandlung ziehen. Zeigt ein untereutektoidisches Eisen nur Ferrit und Perlit, so ist es langsam abgekühlt bzw. bei Temperaturen unter  $710^{\circ}$  abgeschreckt; tritt aber neben dem Ferrit an Stelle des Perlits Martensit auf, so liegt seine Abschrecktemperatur zwischen  $710^{\circ}$  und der durch FG bestimmten, 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 gesagt, mit wachsender Ab-

schrecktemperatur immer größer werden (vgl. Fig. 67 und 66). Bei den übereutektoidischen Legierungen, also den mit mehr als 0,9% Kohlenstoff, sind die Erscheinungen völlig ähnlich, nur tritt überall an Stelle des Ferrits der Zementit. So zeigt Fig. 70 einen Stahl mit etwa 1,5% Kohlenstoff, der bei 900° (also innerhalb des Feldes V) abgeschreckt war, was daran zu erkennen ist, daß er neben dem Martensit noch die rundlichen Zementitinseln aufweist.

Will man also einen Stahl härten, d. h. sein normales Gefüge in das martensitische verwandeln, so muß man ihn oberhalb

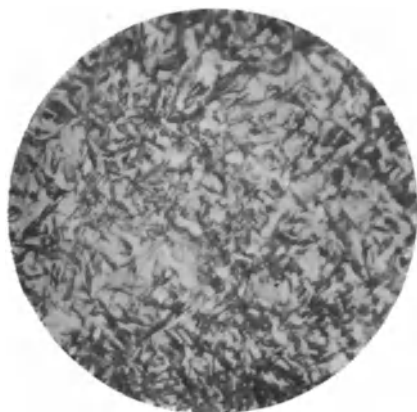


Fig. 70. Eisen mit 1,5% Kohlenstoff, bei 900° C abgeschreckt. Gefüge: Zementit und Martensit. V = 450.

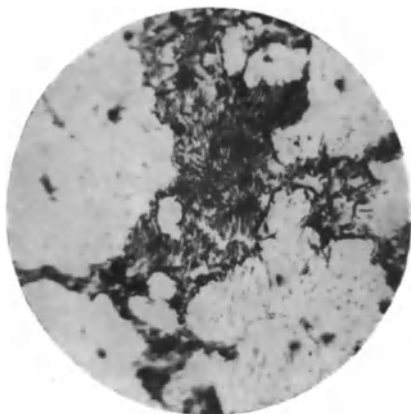


Fig. 71\*. Eisen mit 0,9% Kohlenstoff nach nicht genügend langer Erhitzung auf 750° C abgeschreckt. Gefüge: Perlit und Martensit. V = 830.

des durch seinen Kohlenstoffgehalt bedingten und aus Fig. 53 zu entnehmenden Haltepunktes  $Ac_3$  erhitzen. Dies muß aber genügend lange geschehen, da sonst die Zeit nicht ausreicht, daß sich aus dem Ferrit (bzw. dem Zementit) und Perlit wieder die 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 übereutektoidischen 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. 71 einen Stahl mit 0,9% Kohlenstoff, der etwa 1 Minute (also nicht genügend lange) bei 750° erhitzt und dann in Wasser abgekühlt 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 jedes Eisen härten; da die kohlenstoffarmen Eisensorten aber eine sehr hohe Abschreckungstemperatur erfordern (sie liegt bei 0,1% Kohlenstoff z. B., wie aus Fig. 53 folgt, über 900°), so haben diese ein sehr grobes martensitisches Gefüge und werden damit weniger hart wie solche mit größerem Kohlenstoffgehalt; dies beweisen z. B. Härteversuche von M. v. Schwarz<sup>1)</sup> an einem Mannesmannrohr mit 0,33% Kohlenstoff, dessen Brinellhärte durch Abschrecken von 950° aus von 133 auf 380 stieg.

Der Martensit ist nun aber ein bei gewöhnlicher Temperatur labiles Gefüge 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° färben sich die Martensitnadeln, die ursprünglich bei der Ätzung mit Salpeter- oder Salzsäure hell blieben, immer dunkler und verwandeln sich schließlich in tiefdunkle, unter dem Mikroskop nicht auflösbare Flecken, die man entweder als eine mit dem Mikroskop nicht mehr auflösbare (ultramikroskopische) kolloidale feste Lösung oder auch vielleicht als ultramikroskopischen Perlit auffassen kann, und 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. 72 für ein Eisen mit 0,8% Kohlenstoff, das von 800° aus in Öl abgeschreckt wurde, in welchem

---

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

neben dem hellen Martensit eine größere Zahl dunkler Troostitflecke zu bemerken sind. Von dem 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. 72 lehrt.

Steigert man die Anlaßtemperatur weiter (von 400 bis 700°), so wandelt sich der Troostit in einen anderen Gefügebestandteil

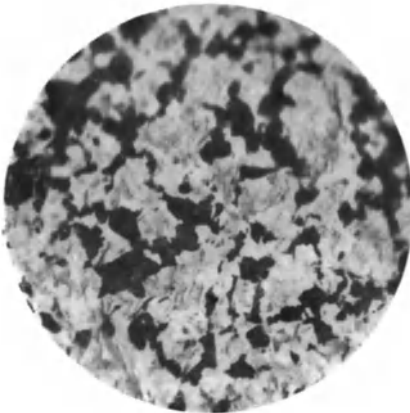


Fig. 72. Eisen mit 0,8% Kohlenstoff, von 800° C aus in Öl abgeschreckt. Gefüge: Troostit und Martensit.  $V = 450$ .

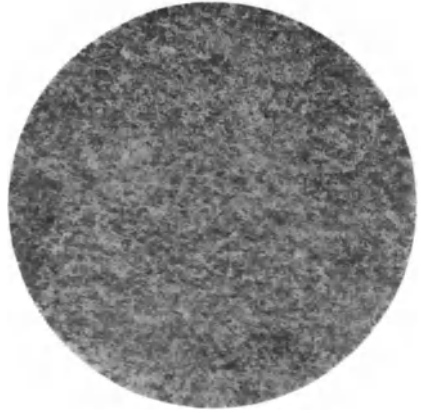


Fig. 73. Eisen mit 0,8% Kohlenstoff, abgeschreckt und bei 600° C angelassen. Gefüge: Sorbit.  $V = 75$ .

um, den Sorbit (siehe Fig. 73; Eisen mit 0,8% Kohlenstoffgehalt), der sich als ein sehr feines, kaum zu entwirrendes Gefüge darstellt, das sich bei stärkerer 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 Schiffe nicht nur die Härte, sondern auch die Höhe der Anlaßtemperatur erkennen kann.

Die einzelnen Gefügebestandteile sind nun metallographisch indessen nicht immer deutlich voneinander zu unterscheiden.

Tabelle.  
Mikro- und chemische Reaktionen.

Anlaßtemperatur	Gefüge	Aussehen	Härte	Bei Ätzung mit alkoholischer Salzsäure	Löslichkeit in verdünnter Schwefelsäure unter Luftzutritt	Luftabschluß
Nicht	Martensit	Nadelig	Gröfste	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

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. Wie aus den in vorstehender Tabelle nach Heyn aufgeführten mikro- und chemischen Reaktionen hervorgeht, weist der bei 400° angelassene Stahl ein Maximum 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.

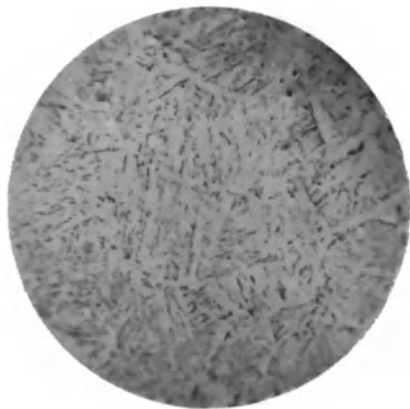


Fig. 74. Nach dem Erhitzen in Luft abgekühltes Flußeisen.  $V = 52$ .

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. 74, die von einem 3 Minuten lang in einem Schmiedefeuer stark erhitzten und danach an der Luft abgekühlten Eisen stammt, und in welcher man noch die Martensitnadeln, daneben aber auch eine gewisse Kristallabgrenzung

erkennt, die dem eigentlichen Martensit fehlt). Dieses Gefüge ist charakteristisch für Eisen, das von einer oberhalb  $A_{c3}$  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 ein. Wie das rein martensitische Gefüge ist auch dieses durch Ausglühen wieder zu beseitigen, wodurch auch 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 Automobilindustrie bei legierten Spezialstählen zur Verwendung gelangt. Gegenüber dem milderen Abschrecken besitzt der vergütete Stahl, wie gesagt, den Vorteil, daß sein Gefüge über den ganzen Querschnitt gleichmäßig ist.



Fig. 75\*. Werkzeugstahl mit 1,54% Kohlenstoff, bei 1280° C in Wasser abgeschreckt. Härterisse.  $V = 200$ .

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 Härtebruch entsteht. Dies rührt daher, daß der Martensit ein größeres Volumen einnimmt, so daß das Eisen sich beim Abschrecken ausdehnt, wie man an dem spezifischen 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

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

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 in Fig. 75 (Stahl mit 1,54% Kohlenstoff, der von 1280° aus in Wasser abgeschreckt wurde). Da der Troostit 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 auch das martensitische Gefüge nicht immer zu Schneidwerkzeugen geeignet, da namentlich bei den durch Schlag wirkenden (wie bei Äxten) die gehärteten Kanten abspringen würden. Diese sind deshalb auch soweit 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.

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 Materialien ungeeignet und muß dann (nach vorhergehendem Ausglühen) von neuem gehärtet werden. Von den gewöhnlichen Werkzeugstählen unterscheiden sich die neueren Schnelldrehstähle, die ohne Schaden für die Schneidfähigkeit eine erhebliche Erwärmung der Schneidkante vertragen können. Wie bei den Blei-Antimonlegierungen durch Zusatz von Antimon der Erstarrungspunkt tiefer rückt, so wird auch durch Zusatz 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 Zimmerwärme sinken. 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.

Bei dem schnellen Abschrecken nimmt somit das Eisen ein anderes Gefüge an, als bei der langsamen Abkühlung. Diese Tatsache macht es auch möglich, die Ursachen von Materialfehlern und Brüchen aufzudecken. Ein Beispiel hierfür ist in

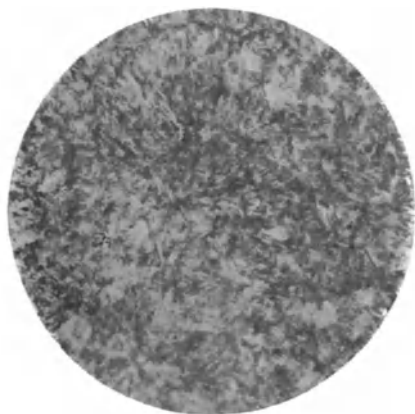


Fig. 76a. Gußstahl mit 0,9% Kohlenstoff. Gefüge: Martensit.  $V = 450$ .



Fig. 76b. Dasselbe Material wie bei Fig. 76a, nach dem Ausglühen. Gefüge: lamellarer Perlit.  $V = 450$ .

Fig. 76a gegeben, welches das Gefüge einer Stange aus Gußstahl darstellt, die sich nicht bearbeiten ließ. Die Metallographie zeigt ausgesprochenen Martensit, was beweist, daß das Material 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. 76b ersichtlich ist; das Material ließ sich also hierdurch wieder in einen die Bearbeitung ermöglichenden Zustand überführen. Als weiteres Beispiel werde die Untersuchung eines im Betriebe geplatzten Siederohres angeführt <sup>1)</sup>, das an der Bruchstelle marten-

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

sitisches und an anderen, davon weiter entfernten Orten das dem kohlenstoffarmen, langsam gekühlten Eisen eigentümliche, aus Ferrit und Perlit bestehende Gefüge zeigte. Es muß also unbedingt das Material an der Rißstelle vor dem Bruch auf eine dem Gebiet IV in Fig. 53 entsprechende Temperatur (also über  $Ac_3$ ) erwärmt und danach infolge der Berührung mit dem Wasser schroff abgeschreckt sein. Es hatte also an der Rißstelle vor dem Eintritt des Bruches unbedingt eine starke Erhitzung des Rohres stattgefunden.

In einem anderen Falle <sup>1)</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 sehr wesentlich herabgesetzt wird.

Wie vorhererwähnt, läßt sich jedes, auch kohlenstoffarmes Eisen härten. Da aber die Abschrecktemperatur bei diesem entsprechend der Linie FG des Zustandsdiagrammes (Fig. 53) sehr hoch liegt, so erhält man einen dementsprechend groben Martensit und daher ein sehr sprödes Material. 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 nachgiebig sein soll, eine Forderung, die namentlich bei Hohlspindeln und Panzerplatten auftritt. Man kann sie dadurch erfüllen, daß das Eisen bei höherer Temperatur aus einer kohlenstoffhaltigen Umgebung (Lederkohle, 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,

---

<sup>1)</sup> E. Heyn und O. Bauer, *Mitteil. d. Mat.-Prüf.-Amtes*, **27**, 136, 1909.



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 kann man die Tiefe der gekohlten Schicht schon aus dem Bruchaussehen erkennen; wie früher auseinandergesetzt, kann dies aber leicht zu Irrtümern führen; zum richtigen Urteil kommt man nur durch die Beobachtung des geätzten Schliffes.

So stellt Fig. 77 den mit Salzsäure-Alkohol 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 Stab nach 24-stündigem Zementieren durch und durch gekohlt sein würde. An

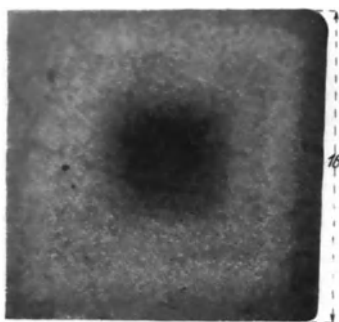


Fig. 77. Zementiertes Eisen.

Hand von Fig. 77 erkennt man schon mit dem bloßen Auge, daß das Material durchaus nicht über den ganzen Querschnitt gleichartig ist, vielmehr trennt sich deutlich eine Rand- und eine Kernzone voneinander ab. Fig. 78 gibt das Kleingefüge der Kernzone, das aus Ferrit und Perlit besteht; nach den Fig. 55 bis 58 kann man seinen Kohlenstoffgehalt zu etwa 0,4% schätzen. Das Gefüge der Randzone (siehe Fig. 79) besteht dagegen fast nur aus Perlit; hier hat sich also der Kohlenstoff auf etwa 0,9% angereichert.

Infolge des langen, mindestens 8 Stunden währenden Glühens bei hoher Temperatur (und auch infolge der langsamen Abkühlung in dem Einsatz) wird aber das Gefüge des Kerns sehr grobkörnig, wie Fig. 80, der geätzte Schliff eines gekohlten und dann von 800° abgeschreckten Rundeisens, beweist, und wie man es bei mikroskopischer Betrachtung noch deutlicher erkennen würde.

Damit ist aber das gewünschte Ziel eines zähen Kerns nicht erreicht, im Gegenteil ist dieser infolge seines groben Kornes

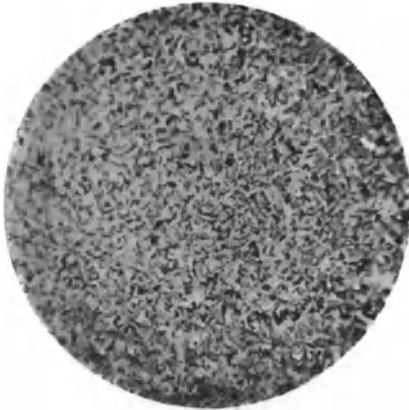


Fig. 78. Zementiertes Eisen, Kernzone. Gefüge: Ferrit und Perlit.  
V = 68.

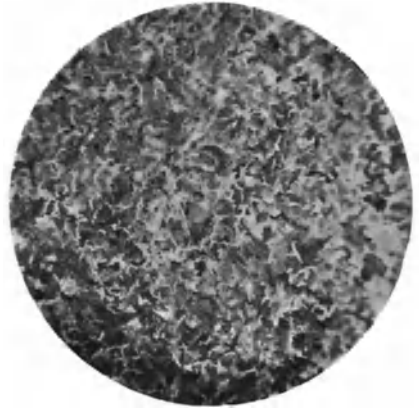


Fig. 79. Zementiertes Eisen, Randzone. Gefüge: Ferrit und Perlit.  
V = 68.

außerordentlich spröde. Man erhält nun wieder ein feineres Korn, wenn man den Ferrit und Perlit durch Erhitzen über

Ac<sub>3</sub> in die feste Lösung verwandelt. Bei einem Eisen mit 0,2% Kohlenstoff müßte man dazu etwa eine halbe Stunde auf 880°, bei einem solchen mit 0,1% sogar auf 900° erwärmen. Da nun der Kohlenstoffgehalt des Randes aber meist 0,9 bis 1,0% beträgt, so würde man, falls man von dieser Temperatur abschrecken wollte, einen sehr groben und damit sehr spröden Martensit

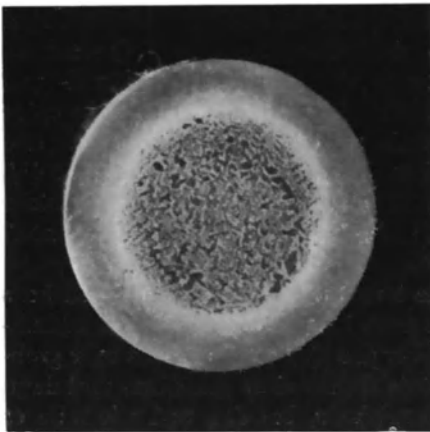


Fig. 80. Im Einsatz gehärtetes Eisen. V=3.

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

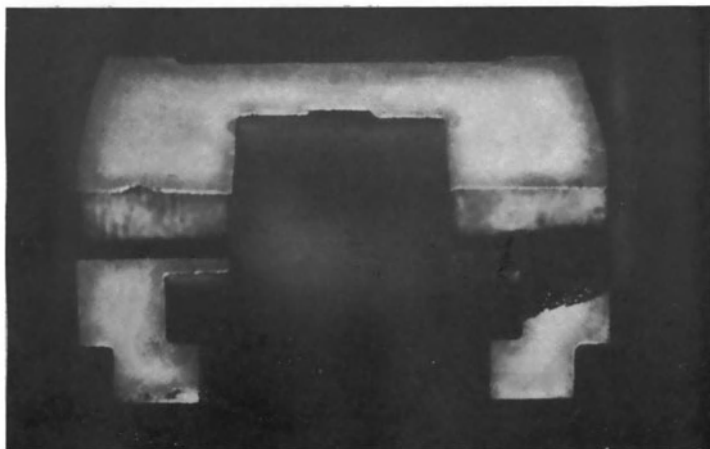


Fig. 81. Im Einsatz gehärtetes, überkohltes Eisen.

ein feinkörniges Gefüge aus Ferrit und Perlit und wird daher zäh, während der Rand wegen des fehlenden Abschreckens naturgemäß weich bleibt; erwärmt man jetzt aber ein zweites Mal auf den dem Kohlenstoffgehalt des Randes entsprechenden Haltepunkt  $A_{c_3}$  (also etwa  $780^{\circ}$  bis  $800^{\circ}$ ) und schreckt dann in Wasser ab, so wird der Rand gehärtet (martensitisches Gefüge); 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. Durch die Einsatzhärtung läßt sich bei kohlenstoffarmem Material eine wesentliche Steigerung der Härte erhalten; so wurde bei dem auf S. 61 erwähnten Mannesmannrohr durch zweistündiges

Einsetzen in Benoidgas bei  $1000^{\circ}$  die Brinellhärte, gegenüber der durch Abschrecken des nicht eingesetzten Materials erhaltenen, von 380 auf 504 gesteigert. Während ferner jenes einen sehr groben Martensit aufwies, zeigte dieses ein feinnadeliges Gefüge.

Daß eine zu hohe Temperatur oder zu lange Dauer der Kohlung das einzusetzende Stück völlig verderben kann, beweist die Fig. 81, die von einem Stücke stammt, das nach Angabe der Härterei „keinen Einsatz annahm“; sie zeigt deutlich zwei getrennte Zonen. Der Rand (Fig. 82) weist aber keinen

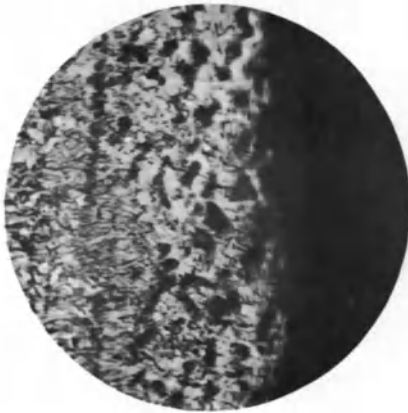


Fig. 82. Rand von Fig. 81. Gefüge: Ferrit und Temperkohle.  $V = 75$ .



Fig. 83. Kern von Fig. 81. Gefüge: Martensit.  $V = 450$ .

Martensit, sondern größere Nester von Kohle 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 zerlegt. Andererseits besteht der Kern (Fig. 83) aus sehr schönem Martensit, woraus folgt, daß sich auch im Innern der Kohlenstoff stark angereichert hatte, was gleichfalls auf zu lange Kohlung schließen läßt. Dagegen zeigt Fig. 84 als Beispiel einer nicht gelungenen Einsatzhärtung ein Kegelzahnrad eines Automobilgetriebes mit im Einsatz gehärteten Zähnen, die sich während einer kurzen Betriebszeit sehr stark abgenutzt hatten, 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, wobei er in ein Stück Bronze gefaßt wurde, so daß eine bequeme



Fig. 84. Kegelnrad mit starker Abnutzung der Zähne.

Handhabung beim Schleifen möglich war. Das Kleingefüge dieser Probe nach dem Ätzen gibt Fig. 85; 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 Kristallbildung 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

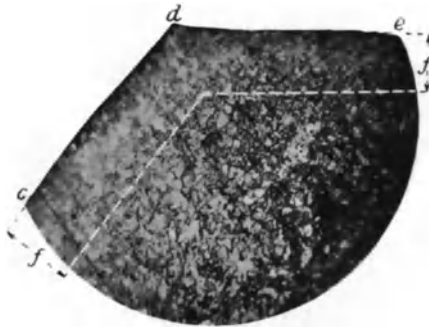


Fig. 85. Querschnitt durch einen Zahn des Rades Fig. 84.  $V = 55$ .

nicht in der härteren, zementierten Randzone zum Erscheinen zu bringen; bei längerer Dauer der Ätzwirkung würde es auch hier hervorgetreten sein. Durch Ausmessung 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 das darunter liegende weiche Material zutage trat, das eine ganz besonders starke Abnutzung erlitt.



Fig. 86.

Einen ungewollten Kohlungsvorgang zeigt Fig. 86. Es handelt sich um einen in zwei Teile zerbrochenen Strumpfhalter eines Gasglühlichtstrumpfes. Jener war, wie dies in der ersten Zeit der Gasglühlichtbeleuchtung teilweise üblich war, aus Eisendraht hergestellt. Während des Brennens der Flamme hatte er aus dieser soviel 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. 87) besteht aus kleinen Ferrit-

Fig. 86. Durch Kohlenstoffaufnahme angeschwollener Glühstrumpfhalter.

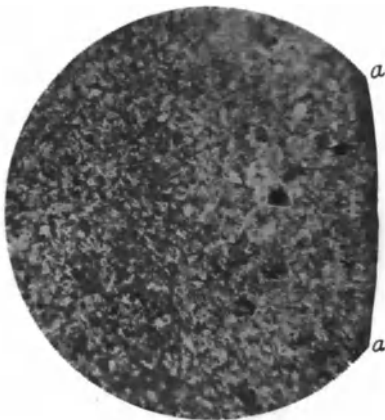


Fig. 87. Querschnitt durch das untere, nicht gekohlte Ende des Strumpfhalters

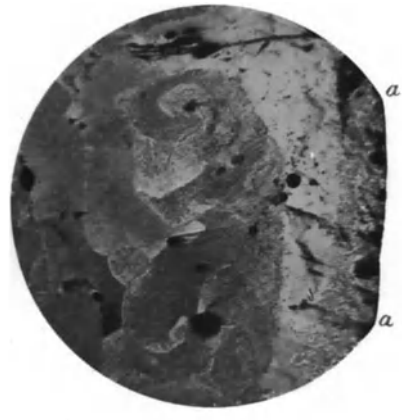


Fig. 88. Querschnitt durch das obere, gekohlte Ende des Strumpfhalters.

Fig. 86.  $V = 42$ .Fig. 86.  $V = 42$ .

und aus Perlitkristallen, das des keulenförmig angeschwollenen Teiles (Fig. 88) dagegen nur aus Perlit; außerdem sind die

Kristalle gegenüber ihrer ursprünglichen Größe außerordentlich gewachsen. Die Linien aa in den Fig. 87 und 88 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.

## V. Gußeisen

(die Gefügebestandteile des Eisens mit mehr als 1,7% Kohlenstoff).

In den beiden vorhergehenden Abschnitten waren 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 erforschen, sei eine Legierung von 2,5% Kohlenstoff herausgegriffen (Vertikale tvw in Fig. 53). Bei Erreichung der Liquiduslinie im Punkte t (1300°) beginnt wieder die Abscheidung von Mischkristallen, deren Zusammensetzung sich aus dem Schnittpunkt u der Horizontalen mit der Soliduslinie zu 0,58% ergibt. Diese reichern sich nun mit weiter fortschreitender Abkühlung wieder an Kohlenstoff an, aber nur bis zu dem durch den Punkt D gegebenen Höchstwert von 1,7% (gesättigte Mischkristalle). Gleichzeitig nimmt, wie bei den Blei-Antimonlegierungen, die Schmelze längs der Kurve tB an Kohlenstoff zu bis zur Erreichung der eutektischen Zusammensetzung von 4,2% (Punkt B). Beim Überschreiten der eutektischen Horizontalen DE im Punkte v (1130°) 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 Ledeburit erhalten. Bei einer Legierung mit 4,2% Kohlenstoff besteht das Gefüge nur aus diesem Ledeburit (Fig. 89); 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 langsamerer Abkühlung tritt dagegen nach Erreichung der eutektoidischen Horizontalen KM im Punkte w bei  $710^{\circ}$  wieder der Zerfall des Austenits in Zementit und Perlit ein, so daß auch das Gefüge der Legierung mit  $2,5\%$  Kohlenstoff aus Perlit und Zementit besteht (siehe Fig. 90, in welcher die helleren Zementitadern 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

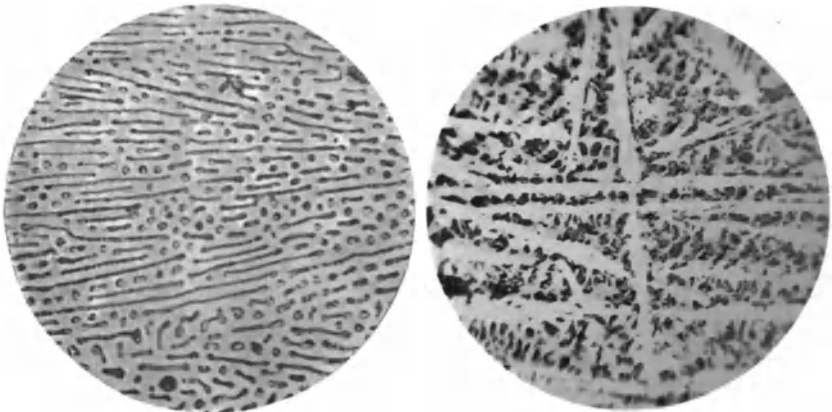


Fig. 89\*. Eisen mit  $4,2\%$  Kohlenstoff, rasch gekühlt. Gefüge: Ledeburit.  
V = 400.

Fig. 90. Weißes Roheisen. Gefüge: Perlit und Zementit. V = 350.

Zustandskurve BC (bei  $1270^{\circ}$ ) die Ausscheidung von Zementit, dessen Menge mit abnehmender Temperatur wächst, während der Kohlenstoffgehalt der Schmelze längs CB wieder bis zur Erreichung der eutektischen Zusammensetzung abnimmt. Nach Überschreiten der Temperatur  $\gamma$  ( $1130^{\circ}$ ) besteht also das Gefüge aus Zementit und Ledeburit, das sich nach Überschreiten der eutektoidischen Horizontalen im Punkte z wieder in Zementit und Perlit umsetzt.

Zusammenfassend können wir nun den Inhalt der einzelnen Felder des Zustandsdiagrammes des Eisens, wie folgt, angeben:

- I. Homogene Schmelze,
- II. Mischkristalle + Schmelze,



- III. Zementit + Schmelze,
- IV. Mischkristalle (Austenit) mit Kohlenstoffgehalten bis 1,7%,
- Va. Gesättigter Austenit (mit 1,7% Kohlenstoff) und Ledeburit (Eutektikum mit 4,2% Kohlenstoff aus gesättigtem Austenit + Zementit).
- Vb. Zementit + Ledeburit.
- VI.  $\beta$ -Eisen + Austenit.
- VII.  $\alpha$ -Eisen + Austenit.
- VIIIa.  $\alpha$ -Eisen (Ferrit) + Perlit (Eutektoid mit 0,9% Kohlenstoff aus Ferrit + Zementit).
- VIIIb. Zementit + Perlit.



Fig. 91. Graues Gußeisen, ungeätzt. Graphitadern.  $V = 75$ .

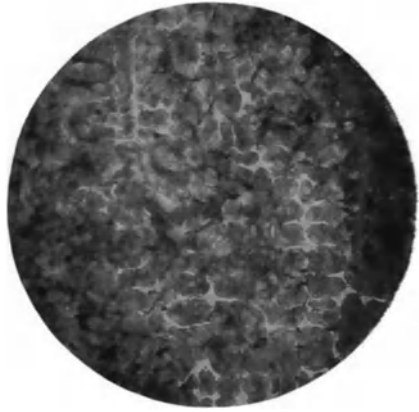


Fig. 92. Graues Gußeisen, geätzt. Gefüge: Ferrit, Perlit und Graphitadern.  $V = 75$ .

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 AB, BC und auch im Gebiete V), so bildet sich nicht der Zementit, sondern es scheidet sich reiner Kohlenstoff in Form von länglichen Graphitadern (oder seltener) runden Nestern ab, den man, wie in Fig. 91, schon ohne Ätzung sieht. Sie liegen auf einem gegen den dunklen Kohlenstoff hell erscheinenden

Grunde, der sich nach der Ätzung als aus Ferrit und Perlit bestehend erweist (siehe Fig. 92). 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. 91 und 92 dargestellte Gefüge ist das des grauen Gußeisens (so nach seiner Bruchfarbe benannt), wie man es also durch 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 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 gelehrt, 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-Graphitgefüges übergeht. Bei diesem haben die Umwandlungspunkte eine etwas andere Lage, so daß sich damit auch die ganzen Zustandskurven etwas verschieben; für die Praxis kann man aber diese geringen Änderungen vernachlässigen. Die Größe der Graphitplättchen 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. 93 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 Graphitplättchen mit wachsendem Stabquerschnitt zunimmt, und sieht auch ferner, daß bei dem gleichen Stab die Graphitplättchen in der Mitte größer sind als

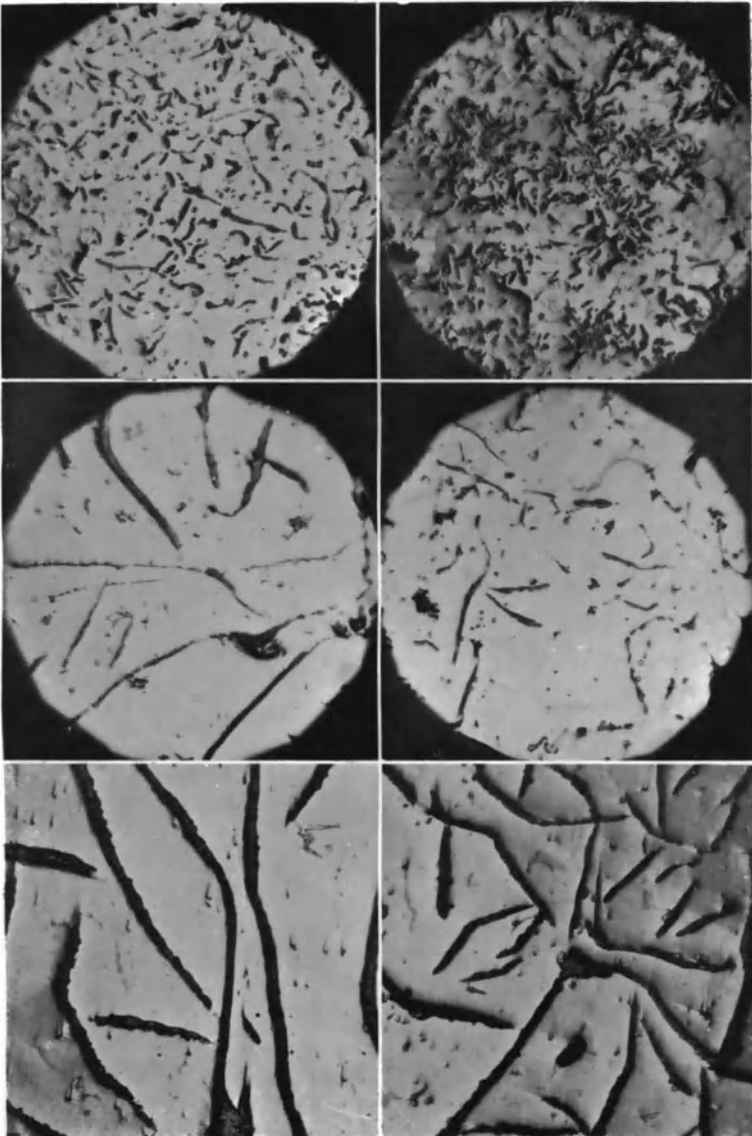


Fig. 93\*. Gußeisen aus derselben Pfanne, in verschiedener Dicke gegossen.

in der Nähe des Randes, was sich aus der langsameren Abkühlung im Kern erklärt.

Da der Graphit ein mürber Körper ist, so wird durch große, im Eisen eingelagerte Graphitplättchen 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. Es werden daher Gußeisenstäbe, die aus dem gleichen Pfanneninhalt gegossen wurden, unter sonst gleichen Umständen, je nach ihrer Dicke, infolge der Größe der Graphitadern eine ganz

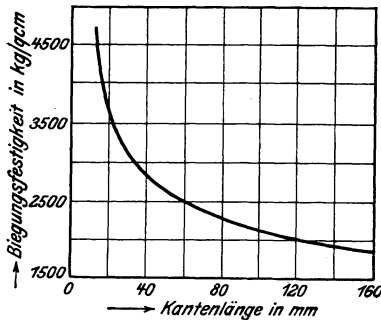


Fig. 94\*. Abhängigkeit der Biegungsfestigkeit des Gußeisens von der Dicke der Gußstücke.

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 Pfanneninhalt eine Anzahl quadratischer Stäbe mit verschieden großen Querschnitten von 12—130 mm Kantenlänge gegossen. Die Biegungsfestigkeit der 12 mm-Stähle war naturgemäß am größten; sie nahm nach Fig. 94 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 Graphitadern.

Beim Gießen in eiserne Kokillen wird die Außenschicht sehr

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

stark, 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. 95 an einem Ausschnitte zeigt, während die Fig. 96 und 97 das Feingefüge des Kernes und des Randes (eines anderen Stückes) wiedergeben; erstes weist deutliche Graphitnadeln G 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 neben-

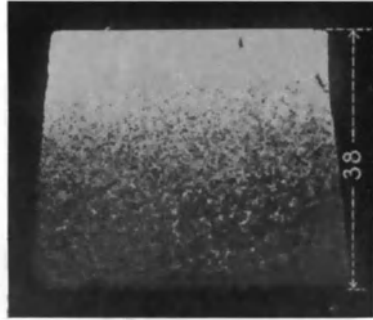


Fig. 95\*. Hartguß (Ausschnitt).

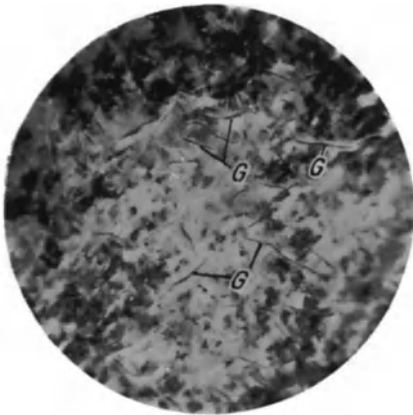


Fig. 96. Hartguß, Kern. Gefüge: Ferrit, Perlit und Graphit.  $V = 52$ .



Fig. 97. Hartguß, Rand. Gefüge: Perlit und Zementit.  $V = 52$ .

einander auf (ein derartiges Gußeisen bezeichnet man auch wohl als „halbiertes“).

Während des Krieges trat vielfach die eigentümliche Er-

scheinung auf, daß sich beim Guß ein Kern von weißem und ein Rand von grauem Gußeisen bildete (siehe Fig. 98), 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 verrosteten Schrott auftrat, weshalb Osann ihn mit der durch den starken Gehalt an Eisenoxydul bedingten Unterkühlung zu erklären suchte. Auch hoher Phosphorgehalt wurde dafür verantwortlich gemacht, doch trat er dabei durchaus nicht immer auf, dagegen scheint ein abnorm hoher Schwefelgehalt (der bis

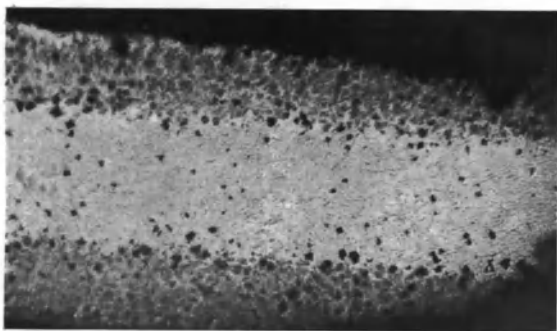


Fig. 98\*. Umgekehrter Hartguß.

zu 0,44% beobachtet wurde), namentlich bei relativ geringem Kohlenstoff- und Mangangehalt, die Ursache zu sein. Schwefel wirkt nämlich ähnlich wie Mangan auf die Graphitabscheidung verhindernd; da ferner das Schwefeleisen einen niedrigen Schmelzpunkt hat ( $950^{\circ}$ ), 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>1)</sup>.

Im Gegensatz zu Grau-, Weiß- oder Hartguß versteht man unter Stahlguß ein im flüssigen Zustande in Formen gegossenes Flußeisen; bei Kohlenstoffgehalten unter 0,9% besteht sein Gefüge natürlich genau so, wie das des Flußeisens, aus Ferrit und Perlit; das Fehlen des Zementits und des Graphits unterscheidet ihn

<sup>1)</sup> Frei, Gießereizeitg. 17, 109, 1920.

deutlich von dem sonstigen Gußeisen. Näheres über Stahlguß siehe S. 90.

Ähnlich wie man dem Eisen durch Glühen in einer leicht kohlenstoffabgebenden Umgebung Kohlenstoff zuführen (es 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 stets weißes Gußeisen nimmt), in Ton- oder Eisenkästen 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. 99). Am Rande verbrennt der Kohlenstoff des Eisens vollständig, so daß hier nur Ferrit übrig bleibt; wo die Wirkung, wie nach dem Innern hin, weniger

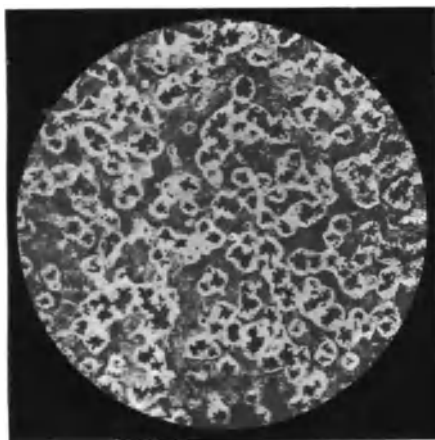


Fig. 99\*. Weißes Gußeisen, geglüht. Gefüge: Ferrit, Perlit und Temperkohle.  
V = 50.

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) Gefügauflockerung nicht vollständig wieder zurückgeht<sup>1)</sup>. Im Gegensatz zu dem durch Zersetzung des Zementits entstandenen Kohlenstoff ist der Graphit des grauen Gußeisens

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

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 niemals aus grauem, sondern stets aus weißem Gußeisen her.

In Amerika treibt man das Tempern durch Glühen in neutralen Glühmitteln nur so weit, daß zwar der Rand ent-

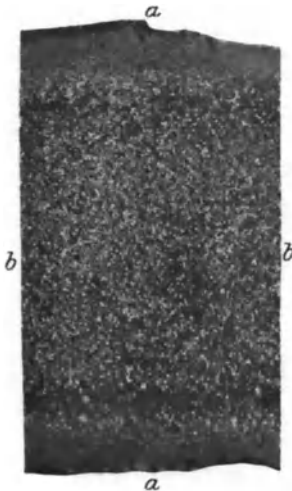


Fig. 100. Temperguß.  $V=4$ .

kohlt 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. Im Gegensatz dazu verringert man in Deutschland durch längeres Glühen auch im Innern den Kohlenstoffgehalt auf 0,9 bis 1%. Dadurch läßt sich der Guß, ähnlich wie Flußeisen, 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>1)</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 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 Salzsäure geätzten Querschnitt mit bloßem Auge erkennen, wie Fig. 100 beweist, aus der man bereits ohne Mikroskop die Dicke der beiden Ferritzonen *b b* schätzen kann. Deutlicher ist dies bei stärkerer Vergrößerung möglich. So zeigt Fig. 101 das Material an der Randzone eines Tempergußstückes.

<sup>1)</sup> F. Wüst, Österr. Zeitschr. f. Berg- u. Hüttenwesen, 1913, S. 178.



Zwischen der Randlinie  $c-c$  und der Linie  $d-d$  liegt die vollständig entkohlte, nur aus den hellen Ferritkristallen bestehende

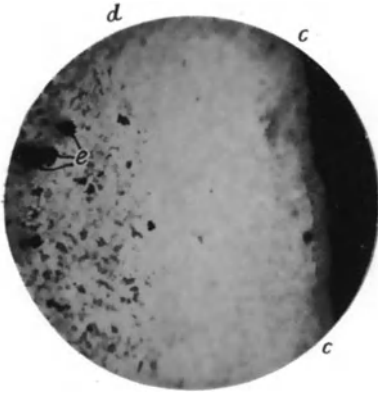


Fig. 101. Temperguß, Randzone.  
Gefüge: Ferrit.  $V = 44$ .

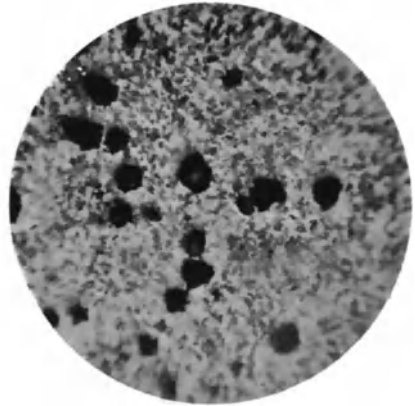


Fig. 102. Temperguß, Kernzone.  
Gefüge: Ferrit, Perlit und Temperkohle.  $V = 44$ .

Randzone, während nach dem Innern zu auch noch Perlitkristalle und bei  $e$  einzelne Temperkohlenstücke auftreten. Hier ist also die Entkohlung nicht so weit fortgeschritten, wie in der Randzone. Fig. 102 gibt in gleicher Vergrößerung das Material desselben Tempergußstückes 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. 103 stellt dasselbe Stück wie Fig. 102 nochmals in etwas stärkerer Vergrößerung dar, so daß



Fig. 103. Temperguß, Kernzone, wie Fig. 102, aber in stärkerer Vergrößerung.  
 $V = 102$ .

man die Auflösung des Perlits und die einzelnen Lamellen erkennt.

Fig. 104 und 105 zeigen Querschnitte durch zwei Tempergußfittings verschiedener Herkunft, wie sie für Installationszwecke Verwendung finden. Die gebogene Strecke f—f in beiden Bildern entspricht der Spitze eines Gewindeganges; die dunklen Kristalle 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

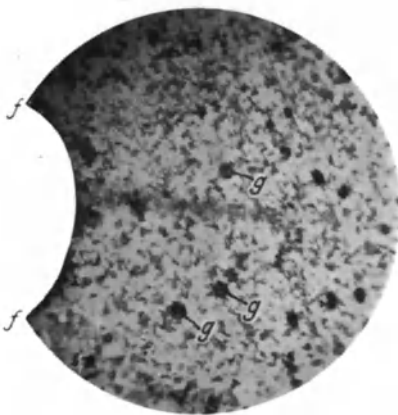


Fig. 104. Feinkörniger Tempergußfiting.  $V = 52$ .

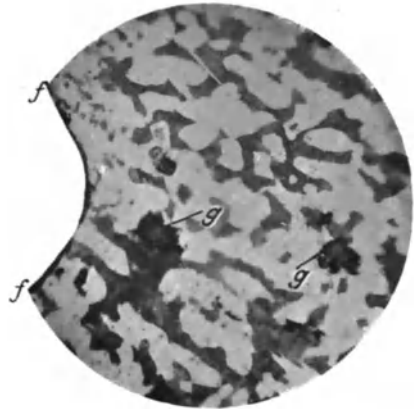


Fig. 105. Grobkörniger Tempergußfiting.  $V = 52$ .

mit Rücksicht auf die dadurch bedingte Festigkeit des Materials natürlich dem grobkörnigen Gefüge vorzuziehen. Entsprechend der verschiedenen Korngröße ist auch die Größe der eingelagerten 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 Sauerstoffentwicklung, wie es bei frischem Eisenerz geschehen kann, zu reichlich, so wird in der Randzone nicht nur der Kohlenstoff, sondern auch das Eisen oxydiert. Man erhält dann ein Gußstück, dessen geätzter Querschnitt (Fig. 106) deutlich verschiedene Zonen aufweist. In der ersten erkennt man Einschlüsse von Eisenoxydul 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 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 nicht verschweißte Hohlräume aufweist.

Bemerkt sei, daß unter der Bezeichnung „Temperstahlguß“ 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 soweit 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% aufweisen, während für Martin- und Bessemer-Stahlguß eine Zerreißfestigkeit von 40 bis 55 kg/qmm und eine Dehnung von mindestens 18% verlangt wird. Die Zerreißfestigkeit des Gußeisens beträgt dagegen etwa nur 15 kg/qmm und seine Dehnung weniger als 1%

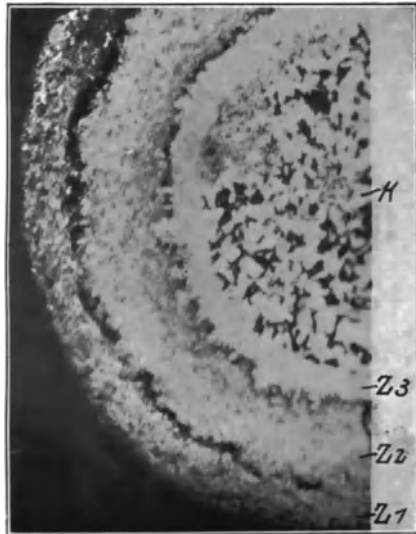


Fig. 106\*. Verdorbener Temperguß.  
V = 15.

## VI. Die Struktur des Gefüges; Ausglühen, Überhitzen, Verbrennen.

Aus dem Zustandsdiagramm des Eisens, wie es Fig 53 zeigt, kann man zwar ohne weiteres die bei den einzelnen Temperaturen auftretenden Gefügebestandteile und damit auch die Art der Abkühlung, welche es erlitten hat (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 des Eisens. Wir haben schon früher gesehen, daß sich z. B. der Zementit sowohl in langgestreckten Adern (Fig. 59), welche den Perlit wie ein Netz umgeben, als auch in kleinen rundlichen Inseln (Fig. 60) 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



Fig. 107\*. Hohlstelle (Saugstelle) in Gußeisen mit bäumchenförmigem Kristall.

ihrer Achsenrichtung wachsen und dabei tannenbaumähnliche Dendriten bilden, die sich aber nur in Hohlräumen frei ausbilden können (wie Fig. 107 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 Kristall auszugleichen. Nach dem Überschreiten der Zustandskurve FG wird sich deshalb der Ferrit hauptsächlich

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

auf den Kristallachsen (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. 90 und im größeren Maßstabe Fig. 108 beweisen. Man bezeichnet diese Struktur als die der „großen Kristalle“ oder auch wohl als Tannenbaumstruktur; sie weist immer darauf

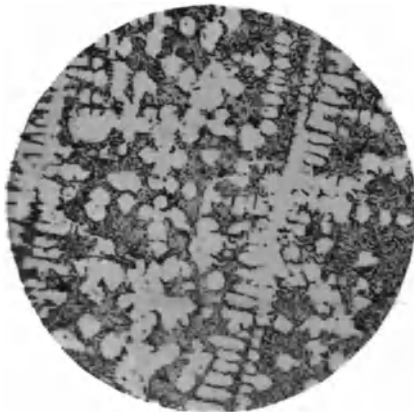


Fig. 108. Tannenbaumstruktur in grauem Gußeisen.  $V = 75$ .

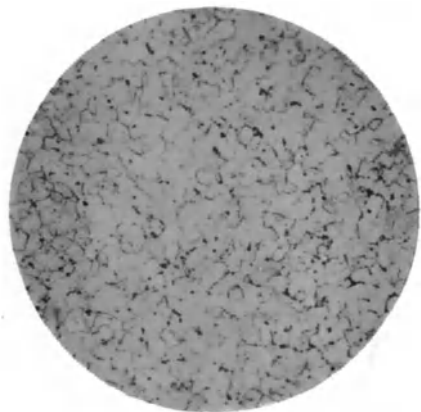


Fig. 109. Zellen- oder Netzstruktur in Fluëisen.  $V = 75$ .

hin, daß das Eisen keine mechanische Bearbeitung erlitten hat, da andernfalls dadurch das Kristallgefüge zerstört worden wäre. Die Richtung der Kristalle folgt im allgemeinen den Wärme-flußlinien; sie stehen somit senkrecht zu den Abkühlungs-flächen <sup>1)</sup>.

Erfolgt im Gegensatz zu dem Vorhergehenden die Abkühlung im Zustandsfelde IV langsam, so verteilt sich der Kohlenstoff gleichmäßig in den Kristallen; der dann auftretende Gefüge-aufbau hängt aber noch von der Abkühlungsgeschwindigkeit unterhalb der Zustandslinien FG und DG ab. Erfolgt sie zwischen  $Ar_3$  und  $Ar_1$  im Verhältnis zur Korngröße langsam, so scheiden

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

sich der Ferrit, bzw. bei übereutektoidischen Stählen der Zementit, an den Kornbegrenzungen ab, wie in Fig. 109 und 59, 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 Kristallgrenzen 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. 110. Es ist dies die nach ihrem Entdecker benannte Widmanstättensche Struktur, die dieser zuerst an Meteoriten

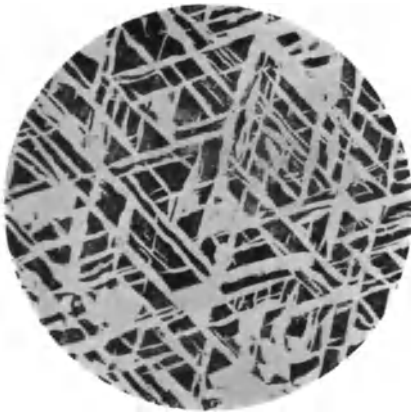


Fig. 110\*. Widmanstättensche Struktur in Stahlguß.  $V = 46$ .



Fig. 111\*. Stahlguß (wie Fig. 110), gegläht. Kornstruktur.  $V = 46$ .

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  $A_{r3}$  und  $A_{r1}$ , 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 bei Stoß- und Schlagbeanspruchungen, zum Bruch neigt. Deshalb hatte auch die russische Regierung für ihr Artillerie-

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

material 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. 110). Durch Ausglühen oberhalb  $A_3$  und entsprechend langsame Abkühlung läßt sich diese Struktur wieder beseitigen; sehr gut wirkt gleichzeitige mechanische Bearbeitung hierauf ein, wie aus Fig. 111 zu ersehen ist, welche das Gefüge derselben Walze nach Ausglühen bei  $800^{\circ}$  zeigt. Hier ist eine gleichmäßige Ver-

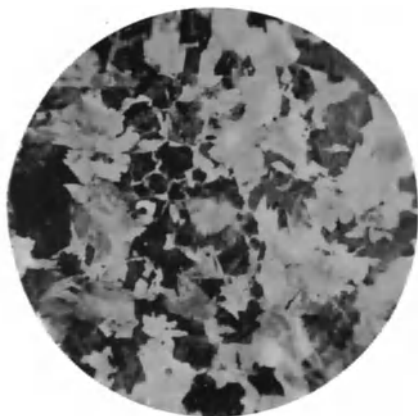


Fig. 112. Feinkörniger Stahlguß.  
V = 56.

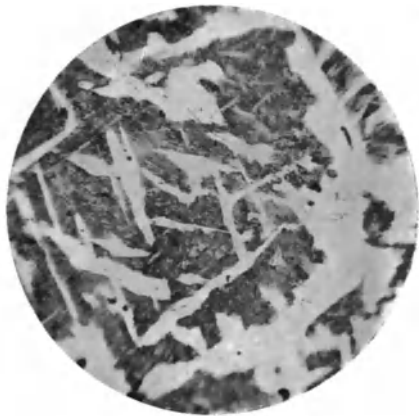


Fig. 113. Grobkörniger Stahlguß.  
V = 56.

teilung des Ferrits und Perlits und zugleich eine Kornverfeinerung eingetreten, wodurch das Material wesentlich widerstandsfähiger geworden ist. Diese „Kornstruktur“ ist also für ein gutes Material kennzeichnend, da dieses gegenüber einem solchen mit der Widmannstättenschen Struktur eine größere Festigkeit, Dehnung, Querschnittszusammenziehung und auch Kerbzähigkeit aufweist, die dadurch bis auf das 10fache wachsen kann. Dabei macht sich eine Verbesserung des Materials schon von  $760^{\circ}$  an bemerkbar, wobei zwar schon eine Verfeinerung des Gefüges auftritt, die einzelnen Gefügebestandteile sich aber

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

noch mit Vorliebe nach den Spaltflächen anordnen, während die Gußstruktur erst (bei 0,2 bis 0,3% Kohlenstoff) bei 850° verschwindet <sup>1)</sup>. Mit wachsendem Kohlenstoffgehalt nehmen diese Temperaturen entsprechend dem Verlaufe von FG (Fig. 53) ab.

Fig. 112 und 113 zeigen das Gefüge von zwei Stahlgußsorten, die eine Firma für einen bestimmten Zweck als Angebote von zwei verschiedenen Firmen erhielt. Die das Angebot einfordernde Firma hatte die Untersuchung beider Stahlgußsorten durch Zerreißprobe beantragt: diese Versuche ergaben folgende Werte:

Stahlgußsorte	Zerreißfestigkeit kg/qcm	Dehnung %	Querschnitts- verminderung %	Zerreißfestigkeit mal Dehnung
Feinkörnig Fig. 112	5110	19,9	26	108 000
Grobkörnig Fig. 113	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 Güteziffer und entspricht angenähert dem Formänderungsvermögen des Materials. Je größer dieses bis zum Eintritt des Bruches ist, um so zäher und widerstandsfähiger ist der Werkstoff, insbesondere gegenüber stoßweisen 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 erscheinen lassen.

Wie aus diesen Ausführungen hervorgeht, hängt die Größe der einzelnen Kristallkörner von der Glühtemperatur ab; von wesentlichem Einfluß ist auch die Glühdauer. Es ist dies leicht

<sup>1)</sup> P. Oberhoffer, Stahl und Eisen, 32, 889, 1912; 33, 891, 1913; 35, 93, 212, 1915.



erklärlich, da nach 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



Fig. 114. Flußeisen.  
V = 95.

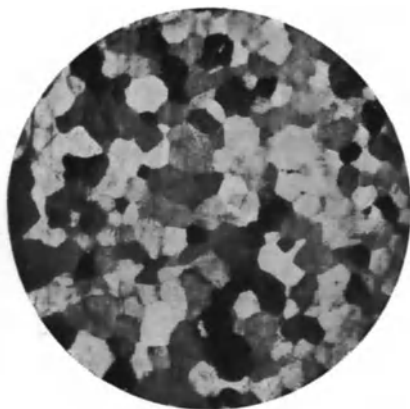


Fig. 115. Das gleiche Flußeisen wie  
Fig. 114, nach 36stündigem Glühen.  
V = 65.



Fig. 116. Flußeisen. V = 67.



Fig. 117. Das gleiche Flußeisen wie  
Fig. 116, nach 36stündigem Glühen.  
V = 67.

Temperatur an; durch längeres Glühen bei höherer Temperatur oder sehr langsames Abkühlen von dieser wird man also ein wesentlich größeres Korn erhalten. Dies erkennt man sehr deutlich durch den Vergleich der Fig. 114 und 115, von denen die erstere das Gefüge eines normal behandelten kohlenstoffarmen Flußeisens, Fig. 115 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. 116, normales Gefüge), bei welchem nach ebenfalls 36stündigem Erhitzen die Kristalle so stark — teilweise bis zu etwa  $\frac{1}{2}$  mm Größe — gewachsen sind (siehe Fig. 117), daß man sie nach dem Ätzen schon deut-



Fig. 118. Grobkörniges Transformatorblech.



Fig. 119. Feinkörniges Transformatorblech.

lich 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 Erwärmung kann zur Aufdeckung von Bruchursachen dienen. Findet 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 Kesselexplosionen infolge von Wassermangel, bei Achsenbrüchen infolge von Warm-

laufen erfolgen kann. Die Fig. 118 und 119 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 dafür bietet das sehr verschiedene Gefüge der beiden Proben, das auf die unterschiedliche Art ihrer Wärmebehandlung zurückzuführen ist.

Das Wachstum der Kristalle setzt häufig schon bei etwa  $600^{\circ}$  ein. Bleibt die Temperatur unter  $850^{\circ}$ , so braucht mit der Kornvergrößerung nicht immer eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften verbunden zu sein. 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. 120 den Querschnitt einer geglühten Flachstange dar, bei welcher der Kohlenstoff (wie beim Temperguß) am Rande (in der Figur oben)

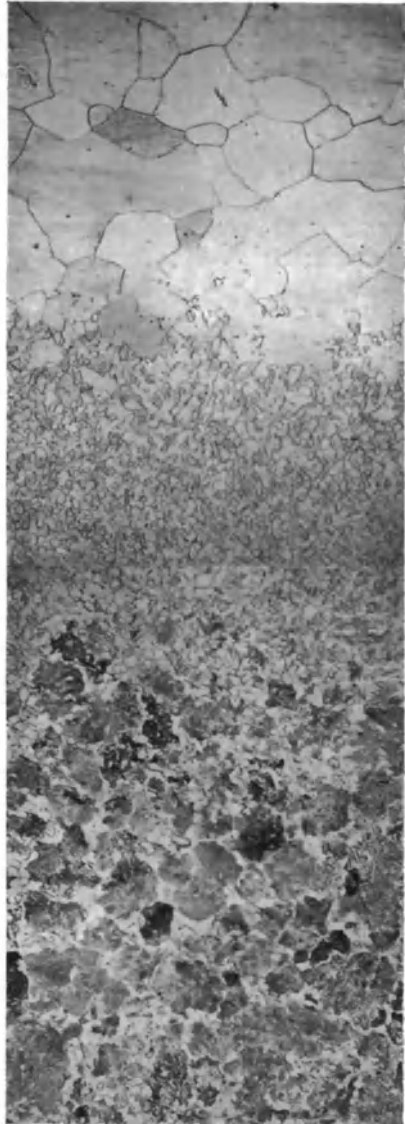


Fig. 120. Flacheisen mit 0,85% Kohlenstoff; beim Glühen am Rande entkohlt.  $V = 75$ .

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 ein Eisen mit etwas weniger als 0,9% Kohlenstoff gehandelt hat.

Im Vorstehenden ist lediglich von einem Erwärmen des Eisens gesprochen worden, wobei stillschweigend vorausgesetzt wurde, daß dieses Erwärmen nicht bis auf übermäßig hohe Temperaturen erfolgte. Erhitzt man jedoch kohlenstoffarmes Eisen genügend lange auf hohe Temperatur, und zwar nach E. Heyn auf Temperaturen oberhalb 1000° C, so wird das Eisen außerordentlich spröde, man bezeichnet es 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 Temperatur die Erhitzung erfolgte und je länger sie dauerte. Das überhitzte Eisen bricht durch einen Hammerschlag, namentlich im gekerbten Zustande, wie Glas; seine Bruchfläche zeigt im allgemeinen ein grobkörniges Gefüge, 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 Kerbschlagprobe.

Durch ½stündiges Ausglühen bei 900° läßt sich das überhitzte Eisen regenerieren; es wird dabei wieder feinkörnig und gleichmäßig, auch geht die Sprödigkeit wieder vollständig zurück. Bei tieferen Temperaturen muß das Glühen entsprechend länger fortgesetzt werden, z. B. bei 700° bis 800° etwa 6 Tage. Ebenso läßt es sich durch mechanische Bearbeitung bei der Abkühlung von der Überhitzungstemperatur aus wieder verbessern, da hier-

durch ein Zerfall der großen Kristalle erfolgt. Sehr schön geht dies aus einer Untersuchung an einem Nieteisen von 0,23% Kohlenstoff hervor<sup>1)</sup>. Während bei dem normalen Material 7100 Körner 1 qmm einnahmen, sank diese Zahl nach 10 Minuten Erhitzen bei 1150° auf 3200 und nach 2 Minuten bei 1400° auf 168. Durch 15 Minuten langes Glühen des überhitzten Materials bei 900° stieg dagegen jene Zahl auf 17 500, es war also hier eine vollständige Regenerierung und eine wesentliche Kornverfeinerung eingetreten. Ebenso stieg die Kornzahl/qmm durch Ausschmieden des überhitzten Eisens 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 das überhitzte Eisen sogar eine größere Streckgrenze (49,5 kg/qmm) und Festigkeit (50,0 kg/qmm) als das normale oder das regenerierte Material, 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 Kerbschlagprobe nachweisbar);
- b) eine wesentliche Abnahme der Sprödigkeit tritt durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Glühen bei 850° C nicht ein, wohl aber bei 900° oder aber, wenn das Glühen sehr lange Zeit bei Temperaturen über 700° C und unter 900° C erfolgt.

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

Treibt man die Erwärmung des kohlenstoffarmen Eisens noch weiter, als vorstehend angegeben, etwa bis auf 1300 oder

<sup>1)</sup> S. H. Graf, Engineering, 1919 S. 280; siehe Stahl und Eisen, **39**, 812, 1919.

1400° C, so tritt bei einer genügend langen Dauer nicht nur eine vollständige Entkohlung durch Verbrennen des Kohlenstoffes,

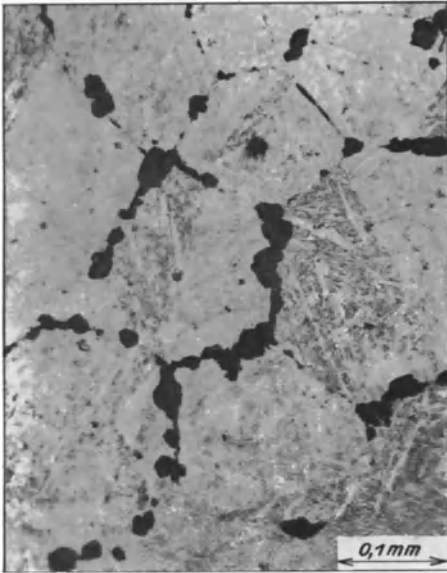


Fig. 121\*. Werkzeugstahl, verbrannt.  
V = 150.

sondern auch eine Oxydation der Kristallkörner, und zwar zunächst an ihren Begrenzungsflächen auf, wie man in Fig. 121 sieht. Durch die Oxydschichten wird der metallische Zusammenhang der Kristallkörner unterbrochen und das Eisen erleidet eine sehr wesentliche Einbuße seiner Festigkeit, sowie eine Zunahme seiner Sprödigkeit. Man bezeichnet das Eisen in diesem Zustande als „verbrannt“. Das verbrannte Eisen läßt sich, im Gegensatz zum überhitzten, durch Ausglühen oder Über-

schmieden und auch durch keines der vielen Geheimmittel regenerieren, weil die oxydierten Kristalle nicht mehr aus dem Eisen entfernt werden können, sondern gehört auf den Schrotthaufen.

## VII. Das Walzen und die Kaltbearbeitung des Eisens.

Beim Vorhandensein nichtmetallischer Einschlüsse (Schlacken) kristallisieren der Ferrit und Zementit mit Vorliebe an diesen, da sie als Kristallisationskerne wirken und damit die Kristallbildung begünstigen. Beim Walzen (oberhalb 625°) werden nun die Einschlüsse in der Walzrichtung glatt gestreckt. Damit ordnen sich auch die Ferrit- und Zementitkristalle längs dieser in Linien an, wie Fig. 122 beweist, die das Feingefüge eines

Trägersteiges darstellt, und bei welcher man in den hellen Linien noch deutlich die einzelnen Ferritpolygone erkennt. Diese Zeilenstruktur läßt sich durch rasche Erwärmung oder Abkühlung von oberhalb  $Ac_3$  aus vermeiden, doch tritt dann andererseits, wie zu erwarten, leicht die Widmannstätten'sche Struktur auf <sup>1)</sup>.

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 Kristalle zu erkennen, sie haben vielmehr im Durchschnitt

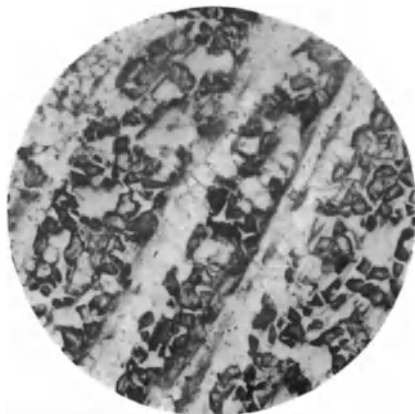


Fig. 122. Zeilenstruktur in dem Stege eines gewalzten Trägers.  $V = 75$ .

nach allen Richtungen hin gleich große Abmessungen. Wird nun ein derartiges Eisen aber bei Temperaturen unter  $625^{\circ}$  C, z. B. auch bei Zimmerwärme, mechanisch bearbeitet, etwa gewalzt, gezogen, gehämmert, so nehmen die Kristalle eine der Kaltbearbeitung entsprechende Längung oder Streckung an. Aus dieser kann man die Wirkung der unterhalb  $625^{\circ}$  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 zwei oder mehrere von geringerer Länge stattfindet. Die Fig. 123 und 124 geben als Beispiele das Kleingefüge von zwei Kesselblechen, die eine deutlich bevorzugte Streckungsrichtung der Kristallkörner und damit die Walzrichtung er-

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

kennen lassen, wodurch sie — da kein anderer Einfluß auf der Blechoberfläche bemerkbar war — beweisen, daß die Bleche

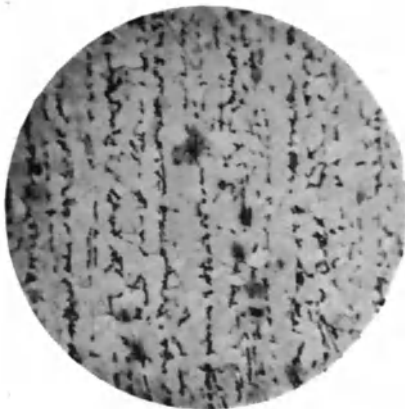


Fig. 123. Kaltgewalztes Flußeisen;  
Walzstruktur.  $V = 69$ .



Fig. 124. Kaltgewalztes Flußeisen;  
Walzstruktur.  $V = 72$ .

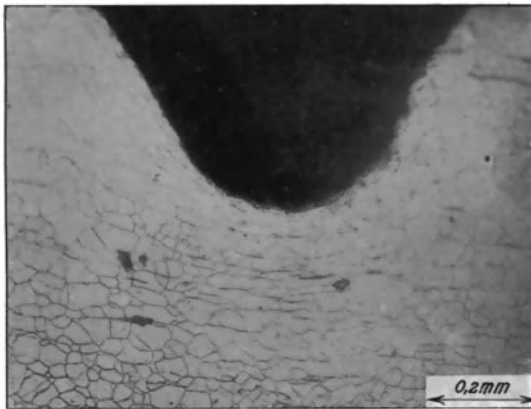


Fig. 125\*. Verzerrung der Kristalle an einer Hiebnarbe, herrührend vom unsachgemäßen Abklopfen des Kesselsteins.  $V = 150$ .

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 erheblich ab. Wie früher ausgeführt, ist das Produkt aus der Zerreißfestigkeit und der Dehnung angenähert ein Maßstab für das Formänderungsvermögen des Materials und insbesondere ein Gütemaßstab dafür, inwieweit es stoßweisen Beanspruchungen gewachsen ist. Durch die Kaltbearbeitung wird demnach das Eisen, da die Dehnung stark ab- und die Zerreißfestigkeit nur wenig zunimmt, weniger zäh und empfindlicher gegenüber Schlag.

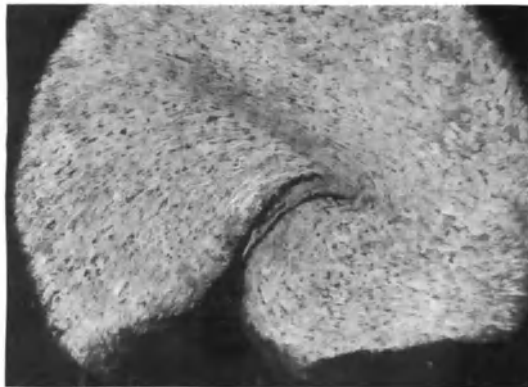


Fig. 126\*. Verzerrung der Kristalle an einer Stemmrille in einem Kesselblech.  $V = 50$ .

Eine eigentliche Sprödigkeit tritt aber erst dann auf, wenn das kalt bearbeitete Material noch auf eine entsprechende Temperatur (etwa Gelbglut) erwärmt wird. Das ist besonders bei Kesselblechen gefährlich, wo durch unsachgemäßes Abklopfen des Kesselsteines leicht eine Kaltbearbeitung erfolgt, wie Fig. 125 beweist, welche den Querschnitt durch eine Hiebnarbe darstellt, und in der man deutlich die starke Verzerrung der Ferritkristalle und damit die Quetschung des Materials erkennt, die einer späteren Rißbildung wesentlich Vorschub leistet. Eine ähnliche Mißhandlung des Materials zeigt die Fig. 126 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 förmliche Überlappungen eingetreten,

welche wie Kerbe wirken und daher besonders das Entstehen von Anrissen begünstigen<sup>1)</sup>. In der Tat riß auch der Schiffs-

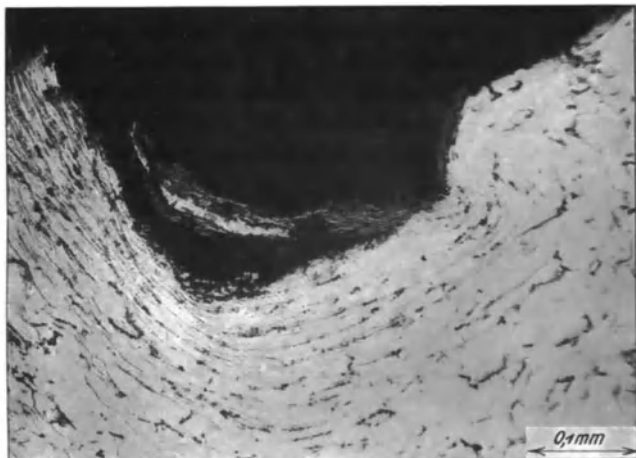


Fig. 127\*. Verzerrung der Kristalle im Grunde des Gewindes einer abgerissenen Schraube durch mangelhaftes Schneidzeug.  $V = 75$ .

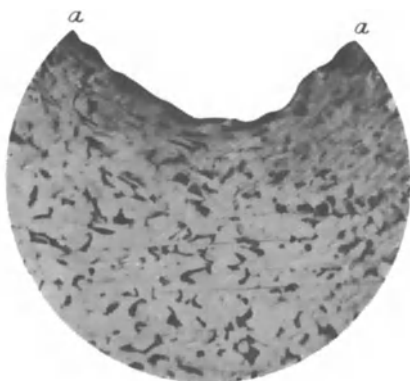


Fig. 128. Verzerrung der Kristalle unter einem Stanzstempel.  $V = 60$ .

kessel nach 26jährigem Betriebe bei der Wasserdrukprobe mit 8 Atm. über dem größten Teil der äußeren Nietlochreihe auf.

Ähnliche Verzerrungen des Gefüges beobachtet man bei Gewinden, die mit einem schlechten Schneideisen hergestellt sind, wie in Fig. 127, die den Grund des Gewindes einer gebrochenen Schraube darstellt, sowie bei gestanzten und ge-

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

prägten Teilen. So zeigt Fig. 128 die starke Streckung der Kristalle unter einem Stanzstempel, der zum Zeichnen des Materials benutzt wurde (die Linie aa entspricht der Oberfläche des Stempels); ganz abgesehen von der Querschnittsschwächung infolge der Stanzwirkung wird das Material durch die starke Formänderung der Kristalle an jenen Stellen auch noch sehr brüchig und spröde, so daß Anbrüche dort sehr leicht eintreten können. Dies beweist z. B. die Untersuchung einer Kohlensäureflasche, die beim Herunterfallen explodierte. Zufällig waren die Zahlen 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>.

Einige weitere Beispiele von Formänderungen unterhalb  $625^{\circ}\text{C}$  sind in den nachfolgenden Figuren wiedergegeben. So stellt Fig. 129 einen U-förmig gebogenen Flacheisenstab dar;

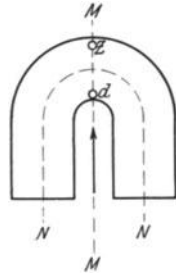


Fig. 129. Gebogener Flacheisenstab.

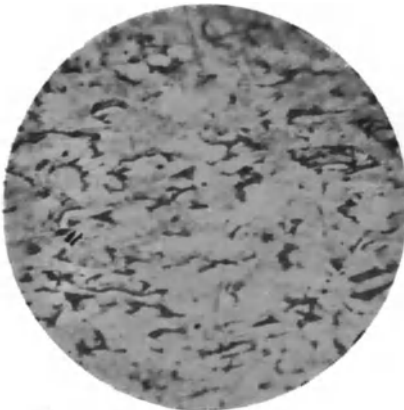


Fig. 130. Gestreckte Kristalle der Stelle z in Fig. 129.  $V = 69$ .

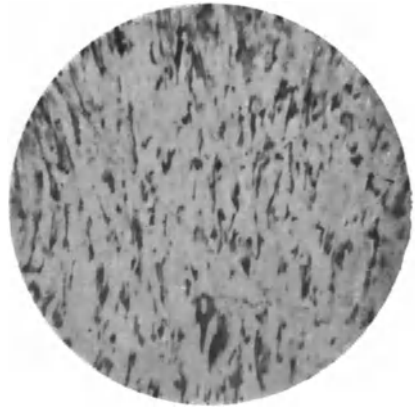


Fig. 131. Gedrückte Kristalle an der Stelle d in Fig. 129.  $V = 69$ .

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

an den außerhalb der neutralen Faser NN liegenden Punkten, z. B. bei z, müssen sich die Kristalle infolge der starken Zug-

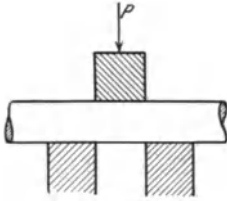


Fig. 132. Schema des Schervorganges.

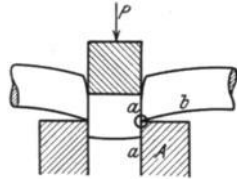


Fig. 133. Schema des Schervorganges.

beanspruchung wesentlich strecken, wie dies Fig. 130 beweist, in der die Kristallkörner senkrecht zu der in Fig. 129 eingezeich-

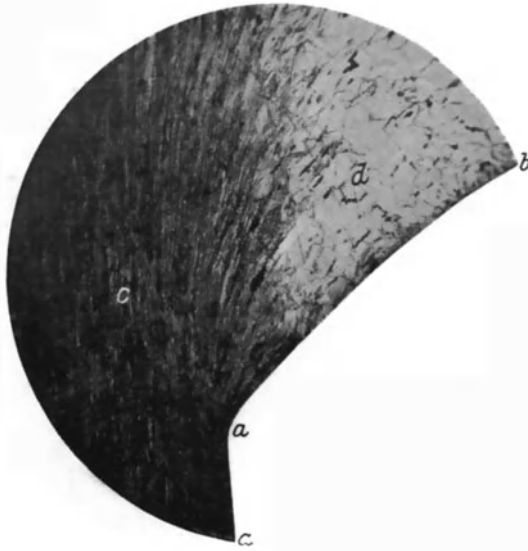


Fig. 134. Verzerrung der Kristalle durch den Schervorgang.  $V = 90$ .

neten Pfeilrichtung deutlich verlängert erscheinen. Umgekehrt werden sich an allen Stellen unterhalb der neutralen Faser NN alle Kristalle infolge der Druckbeanspruchung flach zusammen-

drücken, und zwar derart, daß ihre Längsrichtung in der Richtung des Krümmungshalbmessers liegt. Dies lehrt Fig. 131, die das Gefüge an der Stelle d der Fig. 129 wiedergibt. Fig. 132 stellt einen Rundstab dar, der durch die Kraft P in zwei Ebenen auf Scherung beansprucht wird, wobei sein Mittelstück (siehe Fig. 133) 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. 133 durch

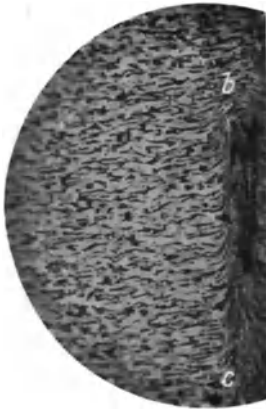


Fig. 135. Verzerrung der Kristalle durch einen Hobelspan.  
V = 60.



Fig. 136. Dasselbe wie in Fig. 135, aber in stärkerer Vergrößerung.  
V = 350.

einen Kreis eingerahmten Stelle an der Einmündung der Linie b in die Scherebene aa ist in Fig. 134 wiedergegeben (die Buchstaben a und b bedeuten in beiden dieselben Linien). Man erkennt bei c, wie sich in der Nähe der Scherebene alle Kristalle vollkommen langgestreckt haben, und wie diese Stelle infolge der Aufrauung des Gefüges durch die starke Beanspruchung 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. 135 und 136, von denen die letztere die Stellen bc in stärkerer Vergrößerung darstellt, lehren, welche weitgehende

Formänderungen das kohlenstoffarme Eisen unter Umständen auszuhalten vermag, ehe eine Trennung der Kristalle, also eine Rißbildung, eintritt. Es handelt sich um ein Stück Flußeisen, dessen Oberfläche abgehobelt worden war, dabei hatte sich bei b ein Hobelspan festgesetzt, der von dem Hobelstahl auf der Oberfläche entlang geschleift wurde und eine Kristallverzerrung bewirkte. Man erkennt ferner aus Fig. 135, daß die nicht durch den Span verzerrten Kristalle in der zu der Kante b c senkrechten Richtung gestreckt sind; hieraus folgt, daß das Eisen



Fig. 137\*. Eisenbahnradreifen, normales Gefüge.  $V = 94$ .



Fig. 138\*. Eisenbahnradreifen. Verzerrung der Kristalle an der Lauffläche des Reifens.  $V = 94$ .

bei Temperaturen unterhalb  $625^{\circ} \text{C}$  in dieser Richtung gewalzt wurde.

Bei Rädern von Eisenbahnfahrzeugen, insbesondere bei Lokomotiv- und Tenderrädern, können durch hohe Raddrucke, stoßweise Beanspruchungen oder heftiges Bremsen die Kristalle 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 Material stattfinden <sup>1)</sup>. Fig. 137 zeigt das normale Gefüge eines

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

derartigen Radreifens an einer nicht überansprucheten und Fig. 138 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 Kristalle. Die Abschälungen der Lauffläche waren von Seiten der betreffenden Eisenbahnverwaltung ursprünglich auf blasiges und ungleich hartes Material 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 daraus folgern, daß die größere Härte der Reifen an der Lauffläche (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 etwas geringer und die Dehnung nimmt zu, so daß die Zähigkeit des Eisens wieder erheblich wächst. Dabei nehmen nämlich die Kristalle von neuem ihre normalen, nach keiner Richtung hin bevorzugten Formen an, auch tritt häufig eine Unterteilung derselben und damit ein feineres Gefüge auf. Der günstige Einfluß der Erwärmung beginnt sich nach E. Heyn und O. Bauer bei kohlenstoffarmem Eisen erst bei Erwärmungen oberhalb  $400^{\circ}$  bemerkbar zu machen; das gilt besonders auch für die Kerbzähigkeit, 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), zerstört ist, besonders wenig widerstandsfähig gegen Schlag und Stoß.

Schon nach Erwärmung auf  $600^{\circ}$  C erreichen die Festigkeit und Dehnung wieder ihr normales Maß, wobei sich die Kristallkörner bereits wesentlich verkürzt haben können, wenn auch die ursprüngliche Verlängerung immerhin noch deutlich sichtbar ist (dagegen verschwinden die Eigenspannungen schon bei etwa  $500^{\circ}$  vollständig<sup>1)</sup>). Erst durch ein halbstündiges Ausglühen oberhalb  $900^{\circ}$  C wird ein vollständiges Umkristallisieren erreicht und jede Spur der vorausgegangenen Kornstreckungen verwischt.

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

Die beim Ausglühen unterhalb  $A_{c_3}$  eintretende Umkristallisation hängt noch von der Größe der Deformation 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 nur innerhalb gewisser Grenzen, wie dies aus Fig. 139 hervorgeht, welche einen bei  $750^{\circ}$  gebogenen Stab aus kohlenstoff-



Fig. 139\*. Bei  $750^{\circ}$  C gebogener Stab aus kohlenstofffreiem Weicheisen, 6 Stunden bei  $730^{\circ}$  C geglüht.

freiem Weicheisen nach sechsständigem Ausglühen bei  $730^{\circ}$  darstellt<sup>2)</sup>. Man sieht, daß das größte Korn 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 Glüh Temperatur und vielleicht auch der Glühdauer, sowie der chemischen Zusammensetzung des Materials. Aus diesem Grunde

<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.



sind auch die hierüber vorliegenden Angaben noch sehr widerspruchsvoll, zumal eine Erklärung hierfür noch fehlt.

Ein sehr gutes Kennzeichen für erfolgte Kaltbearbeitung ist die Löslichkeit in 1%iger Schwefelsäure; sie ist bei kalt gerecktem Material ein Maximum und nimmt mit wachsender Anlaßtemperatur ab (wobei schon eine solche von 100° nachzuweisen ist); sie hat also für das ausgeglühte Material einen niedrigstenwert, wie aus der nachfolgenden Tabelle <sup>1)</sup> hervorgeht, welche für ein in einem Zuge von 41,5 auf 39 mm heruntergewalztes Flußeisen mit 0,29% Kohlenstoff gilt, das bei den verschiedenen Temperaturen zwei Stunden, bei 900° 1/2 Stunde geglüht war. Die Zahlen geben den Verlust in der Säure nach 70 Stunden an, wobei der des nicht angelassenen Materials 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 Materials mit wachsender Streckung zu <sup>2)</sup>).

Durch die Kaltbearbeitung treten, wie schon vorher erwähnt, innere Spannungen auf, welche zur Entstehung von Rissen Veranlassung geben; sie machen sich besonders als sogenannte Schleifrisse beim Schleifen von weißem Gußeisen und gehärtetem Stahl bemerkbar <sup>3)</sup>. Ebenso kann man bei der Kugeldruckprobe das Auftreten feiner radialer Risse beobachten, deren Länge den Bezirk angibt, bis zu welchem hin sich die Kaltbearbeitung erstreckt hat. Bei weichem Material 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 Schienenbrüche nach 10 Jahren stark ansteigt, was auf die nach dieser Zeit eingetretenen Haarrisse zurückzuführen ist. Durch geeignetes Ausglühen, d. h. die Rekristallisation des Reckgefüges, läßt sich auch ihr Auftreten vermeiden.

Die Haarrisse sind oft sehr schwer zu erkennen, lassen sich

<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.

aber durch Überhobeln mit einem spitzen Stahl leicht bemerkbar machen, wie Fig. 140 beweist. Ein anderes Verfahren besteht darin, daß man das Stück mit Kienruß einreibt, der in die Risse

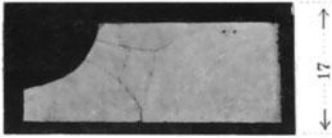


Fig. 140\*. Haarrisse, durch Überhobeln mit einem spitzen Stahl sichtbar gemacht.

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 Papieres 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 Schleiffrisse anordnen und sie dadurch sichtbar machen. 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 aufgerissen.

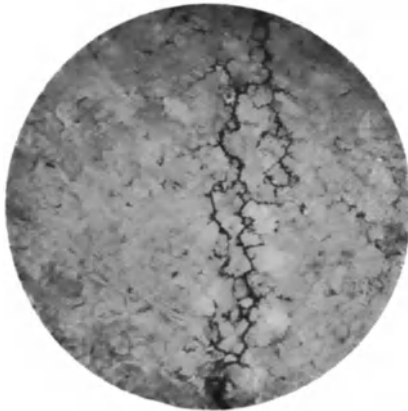


Fig. 141. Riß im Flußeisen.

Beim Vorliegen besonderer Verhältnisse können Risse auch schon bei sehr geringen Graden der Kaltbearbeitung auftreten, wie Fig. 141 beweist, das einen von einem Nietloch eines sehr kohlenstoffarmen Kesselbleches ausgehenden Anriß erkennen läßt, der an den Kristallgrenzen entlang läuft. Der Grund hier-

für lag an dem in der Nähe des Risses hohen Phosphorgehalt von 0,078%, der ja das Eisen sehr brüchig macht. Auch Anstriche können durch die Beförderung von Anfrassungen und Wärmestauungen und selbst im kalten Zustande auf die Entstehung von Rissen hinwirken<sup>1)</sup>. Nicht zu verwechseln mit diesen 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. 142 sieht.

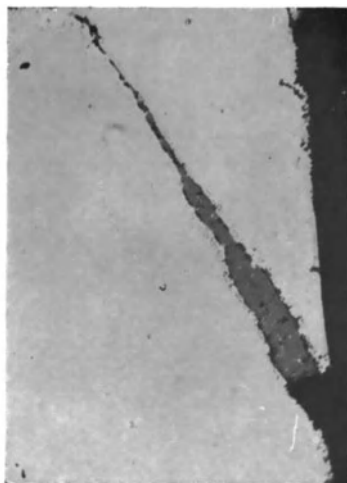


Fig. 142\*. Walzriß, entstanden durch Überwalzen des Grates an den Kanten.  $V = 100$ .

### 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 von Schwefeleisen (Eisensulfid) oder an das zur Desoxydation beim Frischen (sowie auch zwecks Verbesserung der mechanischen Eigenschaften) zugesetzte Mangan als Schwefelmangan (Mangansulfid) gebunden. Die Sulfideinschlüsse im Flußeisen haben meist runde oder tropfenartige, bei kaltgewalztem Material auch läng-

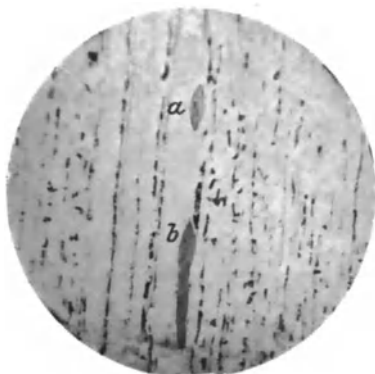


Fig. 143. Sulfideinschlüsse in kohlenstoffarmen Flußeisen.  $V = 68$ .

<sup>1)</sup> C. Bach, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing., 57, 1061, 1913.

liche Form (siehe Fig. 143); sie haben eine blaßgelbliche bis blaßbläuliche Farbe und erscheinen durch die Politur infolge ihrer Härte meist spiegelblank. Nichtmetallische Schlackeneinschlüsse im Flußeisen haben häufig das gleiche oder sehr ähnliches Aussehen; sie lassen sich in Zweifelsfällen durch das auf S. 4 beschriebene Schwefelabdruckverfahren von den Sulfideinschlüssen unterscheiden. Auch die Oxyde können, z. B. bei unvollkommener Desoxydation oder bei verbranntem Eisen,

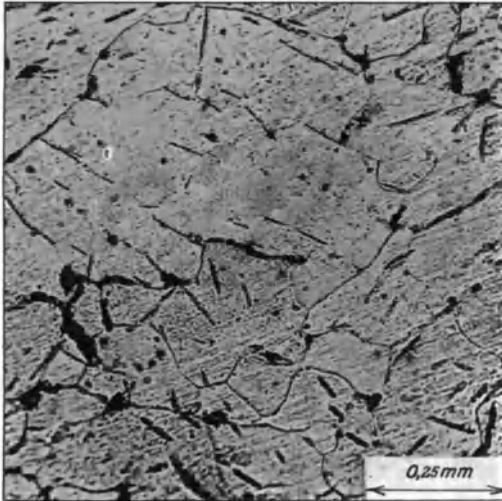


Fig. 144\*. Spalten im Innern der Körner eines stickstoffreichen Kesselbleches.  $V = 80$ .

(siehe Fig. 121) als Einschlüsse angesehen werden; sie lassen sich dadurch nachweisen, daß sie beim Glühen im Wasserstoffstrom (durch Reduktion) verschwinden. Ebenso bildet der bei hoher Temperatur aufgenommene Stickstoff eine Verbindung mit dem Eisen (Eisennitrid), welche sich als dunkle Spalten im Innern der Körner bemerkbar machen (siehe Fig. 144, die von einem stickstoffhaltigen Kesselblech stammt). Die Gefahr der Nitridbildung liegt namentlich bei elektrischen Schweißungen vor, wo der Stickstoffgehalt nach R. Strauß<sup>1)</sup> bis zu 0,12%<sub>0</sub>

<sup>1)</sup> R. Strauß, Stahl und Eisen, 34, 1814, 1914.

betragen kann, während er bei autogenen Schweißungen mit Azetylen wesentlich günstiger (etwa 0,02%) ist.

Die im Flußeisen vorkommenden Einschlüsse unterscheiden sich im allgemeinen sehr wesentlich von den im Schweißeisen auftretenden Schlacken; diese bestehen, wenigstens wenn es sich um größere Einschlüsse handelt, fast stets aus zwei verschiedenen Teilen, und zwar aus einer dunklen Grundmasse, in der hellere, kleine Einsprenglinge liegen, wie Fig. 145 und 146 zeigen, wo die Schlackeneinschlüsse *c* in der weiß erscheinenden Grund-

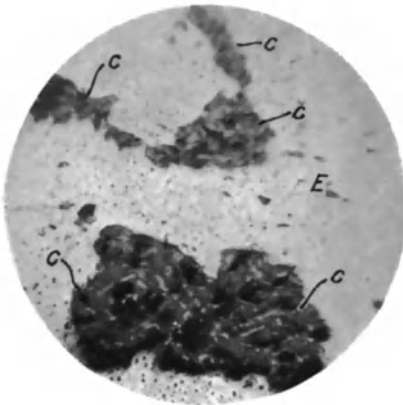


Fig. 145. Schlacke in Schweißeisen.  
V = 65.

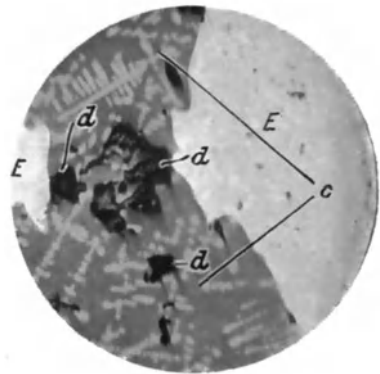


Fig. 146. Schlacke in Schweißeisen.  
V = 350.

masse *E* eingebettet sind. In Fig. 146 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. 6 auseinandergesetzten Gründen (schlechte mechanische Eigenschaften) als minderwertig anzusprechen.

Infolge des sehr verschiedenartigen Aussehens der Einschlüsse ist es möglich, die Frage, ob es sich um Fluß- oder Schweißeisen handelt, außer durch die früher beschriebene makroskopische Prüfung, auch dann zu entscheiden, wenn nur sehr winzige Material-

proben, z. B. nur Späne für die Untersuchung, vorliegen. Als Beispiel dafür sei Fig. 147 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

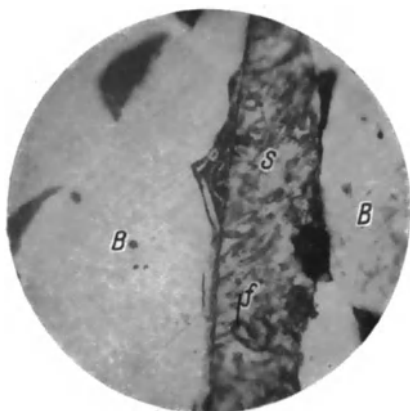


Fig. 147. In Bronze gefaßter Flußeisen-span.  $V = 44$ .

aus schmiedbarem Eisen 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 Ätzung mit alkoholischer Salzsäure zeigte sich das aus Fig. 147 erkennbare, aus Ferrit und Perlit bestehende Gefüge, womit bewiesen war, daß es sich um kohlenstoffarmes schmiedbares Eisen handelte. Die einzelnen

Kristalle 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 Flußeisen erkennen ließ.

Sehr geeignet ist auch die Untersuchung des geätzten Schlifses mit dem Mikroskop zur Prüfung der Güte von Schweißungen und Schweißmitteln. Die Fig. 148 bis 150 geben verschiedene Stellen einer Straßenbahnschienenschweißung wieder, die unter Zuhilfenahme von Thermit 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 Material.

Es sollte festgestellt werden, ob die Verschweißung der beiden Schienenenden untereinander innerhalb der Stoßfuge, sowie auch die Verschweißung des Umgusses mit ihrem Fuß und Steg vollkommen und rein metallisch war oder nicht. Fig. 148 zeigt in 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 Perlitkristallen besteht, zwischen denen nur in geringer Menge vorhandene Ferrit in Form eines

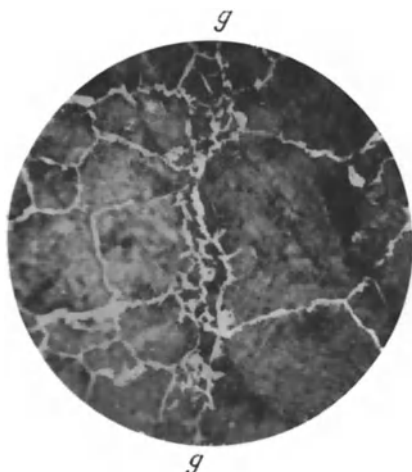


Fig. 148. Schweißfuge in einer mit Thermit geschweißten Straßenbahnschiene ohne Schlackeneinschlüsse.  
V = 58.

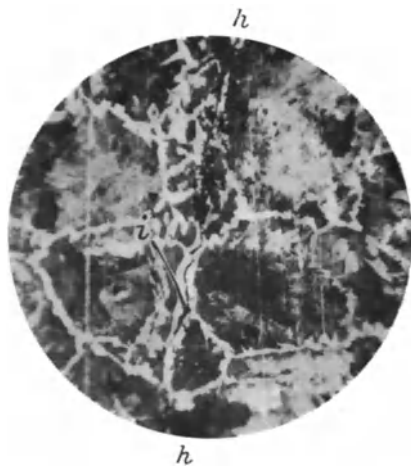


Fig. 149. Schweißfuge in einer mit Thermit geschweißten Straßenbahnschiene mit Schlackeneinschlüssen.  
V = 58.

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 Kristallformen 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. 149 gibt eine andere Stelle derselben Stoßfuge wieder, bei welcher die ursprüngliche Trennungslinie mit *hh* bezeichnet ist; in dieser erkennt man im Gegensatz zu Fig. 148 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.

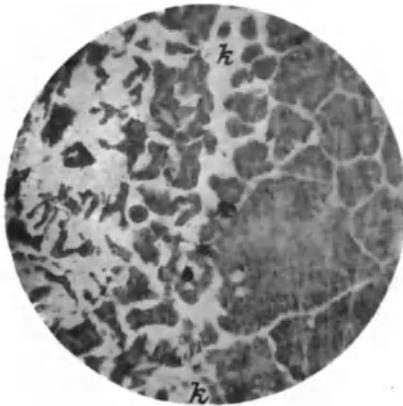


Fig. 150. Schweißfuge in einer mit Thermit geschweißten Straßenbahnschiene ohne Schlackeneinschlüsse  
V = 58.

Fig. 150 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 Perlitkristallen besteht (vgl. Fig. 148), und links davon das Material 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 nicht ein vollkommenes Verschmelzen zwischen beiden stattgefunden, denn in diesem Falle würde das Gefüge des Umgusses ganz allmählich in das der Schiene übergehen, während, wie Fig. 150 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 vielfach vorgenommenen Aufschweißung von kleinen Schnellstahlplättchen auf gewöhnliches Eisen, die durch die Materialknappheit erforderlich war. So zeigt Fig. 151 oben den durch



das Ätzmittel kaum angegriffenen Schnellstahl, unten das Flußeisen, dessen Kohlenstoffgehalt, wie man aus den zahlreichen nur wenig von Perlit umsäumten Ferritpolygonen erkennen kann, etwa 0,1% betrug, während zwischen beiden das Gefüge des Schweißmittels auftritt, das einen größeren Betrag an Perlit

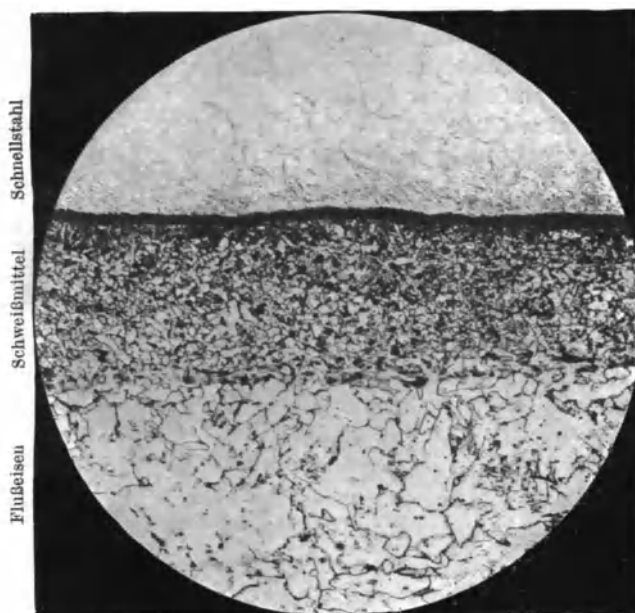


Fig. 151\*. Auf Flußeisen aufgeschweißter Schnellstahl.  $V = 47$ .

und damit auch an Kohlenstoff hat und wesentlich feinkörniger ist. Der es vom Schnellstahl trennende dunkle Streifen ist kein Schlackeneinschluß, sondern eine Schattenkante, die durch den sehr verschieden starken Angriff des Ätzmittels auf die beiden Eisensorten bedingt ist. Das Schweißmittel setzt unvermittelt gegen beide an, so daß eine eigentliche Verschmelzung nicht erfolgt ist.

## C. Anhang.

### Die Ergänzung der Metallographie durch andere Untersuchungen.

In den vorstehenden Ausführungen ist schon des öfteren darauf hingewiesen worden, daß die Metallographie nicht immer ausreicht, um eine eindeutige Entscheidung zu fällen, sondern daß sie dazu durch andere, chemische oder mechanische Prüfungen ergänzt werden muß.

Ein Fehler, der z. B. bei der Lieferung des Materials oder nicht sorgfältig getrennter Lagerung der verschiedenen Eisensorten auftreten kann, ist die Verwechslung von gewöhnlichem Kohlenstoff- und Schnelldrehstahl. Dieser wird bei sehr hohen Temperaturen (von etwa  $1100^{\circ}$  bis  $1400^{\circ}$ ) 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. Da das spezifische Gewicht des gewöhnlichen Eisens etwa 7,5 bis 7,8, das des Schnelldrehstahles aber 8,0 bis 8,6 beträgt, so genügt schon eine verhältnismäßig rohe Bestimmung.

Als weiteres einfaches, aber nicht immer sicheres Unterscheidungsmerkmal käme die Funkenprobe <sup>1)</sup> in Frage; bei dieser schleift man ein Probestück mit der Schmirgelscheibe und beobachtet das Funkenbild; die Ergebnisse hängen aber wesentlich von der Art der benutzten Schmirgelscheibe ab. Kohlenstoffarmes Eisen gibt glatte Lichtlinien mit einem langgestreckten weißglühenden Tropfen am Ende, dessen in der Flugrichtung liegende dunkelrote Spitze sich zu einem zweiten Tropfen erweitert. Der Haupttropfen zerfällt aber unmittelbar nach seiner Entstehung an seiner breitesten Stelle in gelbliche, gabelartige Verzweigungen bildende Stachel; die Anzahl dieser steigt mit wachsendem Kohlenstoffgehalt; bei einem solchen von weniger als 1% beträgt sie unter 10, bei 2 bis 3% etwa 30 bis 40.

---

<sup>1)</sup> Beermann, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 53, 171. 1909.

Bei Gegenwart von Mangan, also bei Werkzeugstahl, treten an den kaleidoskopartig erscheinenden und verschwindenden zahlreichen Stacheln flächenartige Verbreiterungen in Form kurzer kleiner Linien auf; ihre Dichte und Ausdehnung scheint in Beziehung zum Mangangehalt zu stehen, während die Anzahl der Stacheln wiederum proportional dem Kohlenstoffgehalt ist. Scharf abstehende Stachel in den weit entfernten Funken weisen auf einen Gehalt an Nickel hin.

Der Wolframstahl zeigt dunkelrote, wie gestrichelt aussehende Funken; Stachel treten jedoch immer nur bei stärkerem Schleifdruck auf; ihre Enden sind aber nicht spitz, sondern erscheinen als glänzende, Stecknadelköpfen ähnliche Kügelchen, gegen welche die Stacheln selbst kaum sichtbar sind. Bei Chrom-Wolframstahl bilden sich neben den dunkelroten noch ziegelrote dickere Strahlen mit sehr kurzen, gekrümmten Tropfen. Bei einigen Schnellstahlsorten schießen aus ihrem Mittelpunkt längere Nadeln mit keulenartigen Enden hervor, welche auf weitere Legierungsmetalle, wie Molybdän oder Vanadium, hinweisen. Nickelstahl hat dasselbe Funkenbild wie der gewöhnliche Kohlenstoffstahl und ist hierdurch somit nicht von ihm zu unterscheiden.

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, zumal es auch bisher wegen der geringen Lichtstärke nicht möglich war, die einzelnen Funkenbilder photographisch festzuhalten. Voraussetzung ist ferner, daß man eine scharfe, körnige, 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 Material 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 Metallographien auch eine chemische Analyse vorgenommen und vor allem der Kohlenstoffgehalt bestimmt werden muß, da dieser

aus den Mikrophotographien bei mehr als 0,5% nur schwer festgestellt werden kann<sup>1)</sup>. Dieser ist vor allem auch deswegen wichtig, um die genaue Lage der Haltepunkte aus dem Diagramm (Fig. 53) 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 Materials, 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. 46 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 nicht in der Probe befindlichen aufträgt.

Selbstverständlich ist auch, daß man bei bestimmten mechanischen Anforderungen an das Material seine 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 ein ausgeglühtes oder ein kaltbearbeitetes bzw. vergütetes Material handelt; beide unterscheiden sich dadurch, daß dieses eine höhere Dehnung als jenes besitzt (hierbei wird indessen der mechanischen Prüfung nur immer eine sekundäre Rolle gegenüber der Metallographie zufallen).

<sup>1)</sup> Genaue Vorschriften für die verschiedenen Analysen findet man z. B. bei Hinrichsen, Das Materialprüfungswesen, und O. Bauer und E. Deiß, Probeentnahme und Analyse von Eisen und Stahl.

Zur Erkennung der Zähigkeit ist die Bestimmung der Biegezahl 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 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). Man biegt dann den Streifen zunächst um  $90^\circ$  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 solange, bis der Bruch eintritt. Hartes und sprödes Material bricht schon nach einer halben Biegung, während weiche, zähe Bleche eine Biegezahl von 12 und mehr ergeben.

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

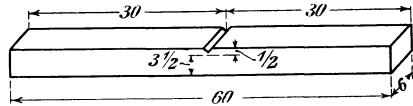


Fig. 152\*. Kerbschlagbiegeprobe nach E. Heyn.

meist genügend ist auch die einfachere Kerbschlagbiegeprobe von E. Heyn. Bei dieser wird in einen Probekörper von  $4 \times 6 \times 60$  mm (siehe Fig. 152) ein scharfer Kerb von  $\frac{1}{2}$  mm Tiefe mit einem unter einem Winkel von  $60^\circ$  geschliffenen Stahl eingehobelt. Diese kleinen Abmessungen gestatten, auch Probekörper aus Blechen (z. B. Kesselblechen) oder aus verschiedenen Zonen zu entnehmen, was namentlich bei geseigertem Material von Wichtigkeit ist.

Der gekerbte Stab wird dann, wie Fig. 153 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 solange wiederholt, bis der Bruch eintritt. Bei weichem zähen Material erhält man

die Biegezahl 4, während bei sehr sprödem (z. B. überhitztem) der Stab sofort bei dem ersten Schläge 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  $\frac{1}{2}$  wachsenden Stufen in 8 Klassen einteilen, was für die Praxis vollständig ausreichend ist. Da die Kerbschlagarbeit 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

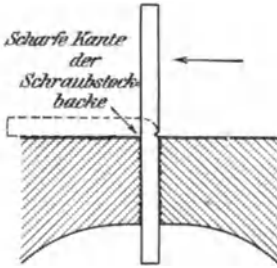


Fig. 153. Kerbschlagbiegeprobe nach E. Heyn.

ist allerdings dazu, daß nichtmetallische Einschlüsse fehlen.

Ebenso sei hier auch nochmals auf die verschiedene Löslichkeit von ausgeglühtem, gehärtetem und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Material, sowie von kalt bearbeitetem und wieder erwärmten Material in 1%iger Schwefelsäure verwiesen (siehe S. 109). 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 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 Materials durch.

## Figuren-Nachweis.

Nr.	Aufgenommen durch	Literaturquelle, aus der die Figuren entnommen wurden
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.
12 a u. b	O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>35</b> , 204, 1917.
16	M. v. Schwarz	Zeitschr. f. Metallkunde <b>12</b> , 1, 1920.
17 a u. b	E. Heyn	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>24</b> , 253, 1906.
20	E. Heyn u. O. Bauer	Stahl u. Eisen <b>32</b> , 402, 1912.
21	E. Heyn u. O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>31</b> , 92, 1913.
23 a u. b	E. Heyn	Desgl. wie zu Fig. 17 a u. b.
27—29	H. Rudeloff	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>33</b> , 85, 1915.
33	E. H. Schulz u. R. Fiedler	Stahl u. Eisen <b>40</b> , 21, 1920.
38	R. Loebe	Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. <b>59</b> , 577, 1915.
39	E. Heyn u. O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>31</b> , 168, 1913.
50—52	O. Kröhnke	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 6, 4, 8).
63—64	E. Heyn u. O. Bauer	Desgl. wie zu Fig. 39.
65	Krupp, GußstahlwerkAG.	
66	Brearly-Schäfer	Die Wärmebehandlung der Werkzeugstähle. Berlin 1919. Julius Springer (Fig. 31).
71	E. Heyn u. O. Bauer	Metallographie. II. Teil. Sammlung Göschel (Fig. 18).
75	Brearly-Schäfer	Desgl. wie zu Fig. 66 (Fig. 34).
89	Krupp, GußstahlwerkA.G.	
93	O. Bauer u. E. Deiß	Probeentnahme u. Analyse von Eisen u. Stahl, Berlin 1912. Julius Springer (S. 62).
94	E. Heyn	Stahl u. Eisen <b>26</b> , 1299, 1906.
95	O. Bauer u. E. Wetzel	Ferrum <b>14</b> , 1, 1916/17.
98	K. Harnecker	Stahl u. Eisen <b>39</b> , 1307, 1919.
99	F. Wüst	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 38).
106	F. Erbreich	Stahl u. Eisen <b>35</b> , 773, 1915.

Nr.	Aufgenommen durch	Literaturquelle, aus der die Figuren entnommen wurden
107	C. Bach u. R. Baumann	Festigkeitseigenschaften u. Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien, Berlin 1915, Julius Springer (Fig. 522).
110, 111	K. Meerbach	Stahl u. Eisen <b>40</b> , 141, 1920.
121	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 107 (Fig. 358).
125	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 107 (Fig. 130).
126	O. Bauer	Mtlg. d. Mat.-Prüf.-Amtes <b>35</b> , 194, 1917.
127	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 107 (Fig. 127).
137, 138	O. Bauer u. E. Wetzel	Stahl u. Eisen <b>31</b> , 226, 1911.
139	P. Goerens u. P. Fischer	Gießerei-Ztg. <b>17</b> , 160, 1920.
140	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 107 (Fig. 94).
142	O. Kröhnke	Desgl. wie zu Fig. 9 (Fig. 26).
144	C. Bach u. R. Baumann	Desgl. wie zu Fig. 107 (Fig. 136).
151	F. Wüst	Drucksache Nr. 4 d. Ver. deutsch. Maschinenbauanstalten.
152, 153	E. Heyn	Desgl. wie zu Fig. 17 a u. b.

### Literatur-Verzeichnis.

- C. Bach und R. Baumann, Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien. Berlin 1915, Julius Springer.
- O. Bauer und E. Deiß, Probeentnahme und Analyse von Eisen und Stahl. Berlin 1912, Julius Springer.
- H. Brearly und R. Schäfer, Die Wärmebehandlung der Werkzeugstähle. 2. Aufl. Berlin 1919, Julius Springer.
- P. Görens, Einführung in die Metallographie. 2. Aufl. Halle a. S. 1915, Wilh. Knapp.
- E. Heyn, Die Metallographie im Dienste der Hüttenkunde. Freiberg 1903, Kraz und Gerlach.
- E. Heyn und O. Bauer, Metallographie. Leipzig. Sammlung Göschen. Bd. 432/33. Neudruck 1913.
- F. Hinrichsen, Das Materialprüfungswesen. Stuttgart 1912, F. Enke.
- O. Kröhnke, Kurze Einführung in den inneren Gefügebau der Eisen-Kohlenstofflegierungen. 2. Aufl. Berlin 1911, Concordia Deutsche Verlagsanstalt G. m. b. H.
- A. Martens, Handbuch der Materialienkunde. 2. Teil; von E. Heyn, Die technisch wichtigsten Eigenschaften der Metalle und Legierungen. Berlin 1912, Julius Springer. Neudruck 1919.
- R. Ruer, Metallographie in elementarer Darstellung. Hamburg und Leipzig 1917, Leopold Voß.
- Tätigkeitsberichte und Mitteilungen aus dem Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem. Berlin, Julius Springer.
- Stahl und Eisen. Düsseldorf, Stahleisen m. b. H.
- Zeitschrift für Metallkunde. Berlin, Gebr. Bornträger.



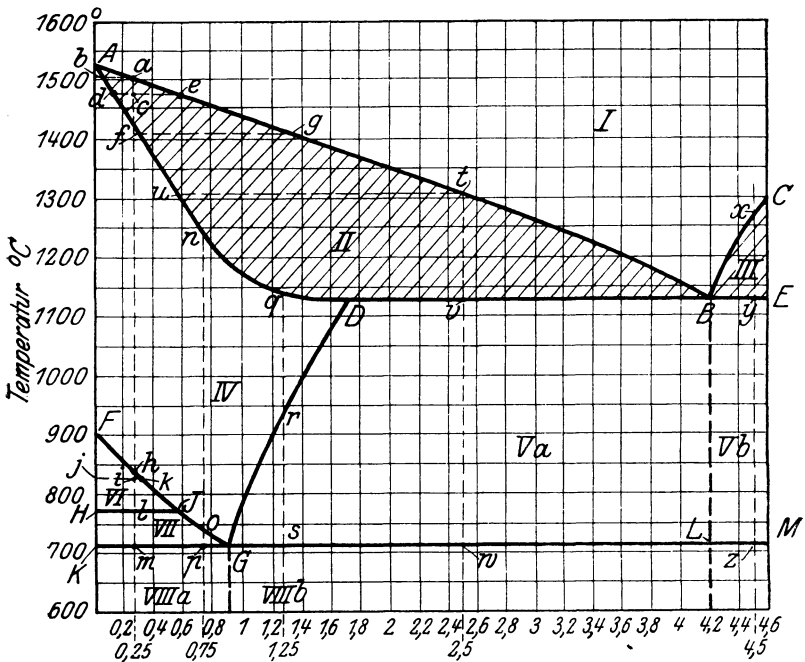


Fig. 53. Zustandsdiagramm der Eisen-Kohlenstofflegierungen.

Zustandsfelder:

- I. Homogene Schmelze.
- II. Mischkristalle + Schmelze.
- III. Zementit + Schmelze.
- IV. Mischkristalle (Austenit) mit Kohlenstoffgehalten bis 1,7%.
- Va. Gesättigter Austenit (mit 1,7% C) + Ledeburit (Eutektikum mit 4,2% C aus gesättigtem Austenit + Ledeburit).
- Vb. Zementit + Ledeburit.
- VI.  $\beta$ -Eisen + Austenit.
- VII.  $\alpha$ -Eisen + Austenit.
- VIIIa.  $\alpha$ -Eisen (Ferrit) + Perlit (Eutektoid mit 0,9% C aus Ferrit + Zementit).
- VIIIb. Zementit + Perlit.

- A: Schmelzpunkt des reinen Eisens (1523°).
- F: Umwandlung des  $\gamma$ - in  $\beta$ -Eisen ( $Ar_3 = 898^\circ$ ,  $Ac_3 = 909^\circ$ ).
- H: Umwandlung des  $\beta$ - in  $\alpha$ -Eisen ( $Ar_2 = Ac_2 = 769^\circ$ ).
- G: Eutektoidischer Punkt ( $Ar_1 = 710^\circ$ ,  $Ac_1 = 740^\circ$ ; 0,9% C).
- B: Eutektischer Punkt (1130°; 4,2% C).