

Aus der Praxis der Metallographie

Autor(en): **Zschokke, Bruno**

Objektyp: **Article**

Zeitschrift: **Schweizerische Bauzeitung**

Band (Jahr): **75/76 (1920)**

Heft 8

PDF erstellt am: **20.04.2024**

Persistenter Link: <https://doi.org/10.5169/seals-36513>

Nutzungsbedingungen

Die ETH-Bibliothek ist Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Inhalten der Zeitschriften. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern. Die auf der Plattform e-periodica veröffentlichten Dokumente stehen für nicht-kommerzielle Zwecke in Lehre und Forschung sowie für die private Nutzung frei zur Verfügung. Einzelne Dateien oder Ausdrucke aus diesem Angebot können zusammen mit diesen Nutzungsbedingungen und den korrekten Herkunftsbezeichnungen weitergegeben werden. Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Die systematische Speicherung von Teilen des elektronischen Angebots auf anderen Servern bedarf ebenfalls des schriftlichen Einverständnisses der Rechteinhaber.

Haftungsausschluss

Alle Angaben erfolgen ohne Gewähr für Vollständigkeit oder Richtigkeit. Es wird keine Haftung übernommen für Schäden durch die Verwendung von Informationen aus diesem Online-Angebot oder durch das Fehlen von Informationen. Dies gilt auch für Inhalte Dritter, die über dieses Angebot zugänglich sind.

und weist mittlere Fließgeschwindigkeiten von 1,4 bis 1,6 m/sek auf, also die denkbar günstigsten Verhältnisse. Der Fehler der Messungen dürfte zwischen 1 und 2 % liegen, infolgedessen beträgt der Fehler in bezug auf die beobachteten Gefällsverluste $\frac{v_2^2 - v_1^2}{2g}$ rund 2 bis 4 %.

b) Der *Rauhigkeitskoeffizient* n ist, wie aus getrennt durchgeführten Messungen an den normalen Kanalstrecken hervorgeht, auf rd. 10 % genau bestimmt und somit das Fließgefälle J der Uebergangstrecken auf rd. 20 %. Da das Reibungsgefälle überhaupt nur $1/20$ bis $1/2$ der beobachteten Wasserspiegeldifferenzen zwischen Anfang und Ende der Profilveränderungen beträgt, macht daher dieser Fehler nur 20 % von $1/20$ bis $1/2$ aus, d. h. $1/100$ bis $1/10$ und zwar durchschnittlich 1 % im Falle 1, 6 % im Falle 2, 7 % im Falle 3 und 2 % im Falle 4.

c) Der *Einfluss der Wasserspiegelschwankungen an der Pegelstelle* während eines einzelnen Versuchs (Variation max. 9 cm) ist durch die Mittelbildung der Ablesungen auf ± 2 % reduziert, und er wird sich im Durchschnitt der Serien im allgemeinen aufheben. Das nämliche gilt für die Abstichfehler an den Beobachtungstellen, deren Einfluss auf die einzelnen Geschwindigkeiten kleiner ist als 1 %, und in dem Mittel der einzelnen Serie verschwindet.

4. Zusammenfassung.

Fasst man die einzelnen Einflüsse zusammen, so ergibt sich, dass die gefundenen Mittelwerte der Koeffizienten ξ folgenden konstanten Fehler aufweisen können

Uebergangstrecke	1	2	3	4
maximaler Fehler	5 %	12 %	13 %	6 %

also für praktische Zwecke schon ziemlich genau sind. Die gefundenen Werte ξ können, insbesondere für die genauere Beobachtung der Fälle 1 und 4 mit 1,00 und 0,98 als günstig betrachtet werden, auch wenn man die schlanke Form der Uebergänge gebührend in Betracht zieht. Man wird indessen gut tun, solange keine anderseitigen präziseren Messungen an ähnlich grossen Objekten vorliegen, die Koeffizienten etwas ungünstiger zu wählen. Meines Erachtens sollte daher der Koeffizient ξ in der Formel

$$\Delta h = J \cdot L + \xi \cdot \frac{v_2^2 - v_1^2}{2g}$$

für ähnliche Profilverengerungen mit $\xi_1 = 1,05$ und für ähnliche Profilerweiterungen mit $\xi_2 = 0,65$ angesetzt werden.

Die Untersuchungen zeigen also, dass man bei schlanken Profilübergängen den Uebergangsverlust fast vollständig auf den angenähert theoretischen Wert $\frac{v_2^2 - v_1^2}{2g}$ reduzieren kann und dass man bei schlanken Profilerweiterungen etwa $2/3$ des theoretisch wieder zu gewinnenden Gefälls $\frac{v_2^2 - v_1^2}{2g}$ tatsächlich wieder gewinnt, welche Kenntnis zur Vermeidung von unnützen Gefällsverlusten bei den Profilübergängen und zur möglichst vollständigen Ausnützung der Kanalprofile von einigem Wert ist.

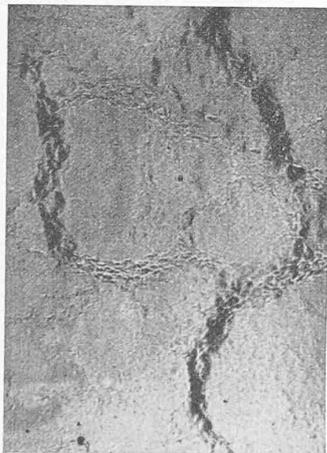


Abb. 22.

V = 40.



Abb. 23.

V = 90.



Abb. 24.

V = 140.

Aus der Praxis der Metallographie.

Von Bruno Zschokke, Prof. an der E. T. H.
Adjunkt der Eidg. Materialprüfungsanstalt.

(Schluss von Seite 73.)

Riss- und Fältelungserscheinungen bei einseitig erhitztem Flusseisenblech. Ein grösseres, viereckiges, oben offenes Reservoir aus Flusseisenblech vernietet musste nach siebenjährigem Gebrauch ausrangiert werden, da seine *Innenseite*, hauptsächlich in den Ecken und in der Nähe der Nietten, zum grössten Teil über und über mit feinen Rissen bedeckt war. Unbeschädigte Materialproben des Reservoirs zeigten bei der Zerreissprobe, nach der chemischen Zusammensetzung, bei der makroskopischen Aetzprobe und im mikroskopischen Gefügeaufbau durchaus normale Eigenschaften. Die Kerbschlagbiegeprobe deutete, wenn auch in geringem Masse, auf Kaltsprödigkeit des Materials, die möglicherweise auf zurückgebliebene Reckspannungen zurückzuführen war. Die weitere Untersuchung führte zum Schluss, dass die erwähnten Risse entweder ausschliesslich, oder im Verein mit schon vorhandenen Reckspannungen ihre Entstehung sich im Laufe der Zeit sehr oft wiederholenden, stossartig wirkenden *Wärmespannungen* verdankten, hervorgerufen durch schroff auftretende Temperaturunterschiede zwischen Aussen- und Innenwandung des Reservoirs. Dieses diente nämlich zum raschen Auflösen von festem Aetzatron unter Zuhilfenahme von kochendem Wasser, wobei ein *sehr plötzlicher* Temperaturanstieg um etwa 100° stattfand. Dass die Rissbildung diesem Umstand zuzuschreiben ist, wird auch durch den Umstand erhärtet, dass drei andere, von der gleichen Maschinenfabrik gleichzeitig gelieferte Behälter von derselben Konstruktion, die aber nur zum Aufbewahren von *kalten* Flüssigkeiten dienten, nach sieben Jahren keine Risse aufwiesen. Es wurde der Versuch gemacht, solche Risse durch plötzliche einseitige Erhitzung von Blechen auch künstlich hervorzurufen. Zu dem Zweck wurden rissfreie, viereckige, blankpolierte Versuchsplättchen aus dem erwähnten Reservoirblech einseitig durch Aufgiessen von geschmolzenem Blei rasch auf eine Temperatur von 300° gebracht. Wenn bei diesen Versuchen auch keine eigentlichen Risse auftraten — die Verhältnisse liegen hierfür bei kleinen Versuchstücken natürlich wesentlich ungünstiger als bei einem grossen in sich geschlossenem Behälter — so trat doch sehr deutliche Oberflächen-Fältelung ein (Abbildung 22). — Rissbildung durch plötzliche einseitige Erhitzung ist auch bei Teerkesseln und andern Gefässen mehrfach beobachtet worden.¹⁾

Die Abbildungen 23 und 24 zeigen im *Betrieb gebrochene Stahlkugeln von Kugellagern* von der Zusammensetzung: 1,10 % C; 0,26 % Si; 0,23 % Mn; 0,05 % S; 0,03 % P und 1,25 % Cr. Am Rand der polierten, nicht geätzten Bruchflächen sind kleine schwarze Risse und Flecken zu erkennen, die sich als mit Schlacken ausgefüllte unganze Stellen kennzeichnen. Der Bruch der Kugeln ist also nicht auf ungeeignete chemische Zusammensetzung, auch nicht auf das Vorhandensein von Härterissen, sondern auf Kerbwirkung der fehlerhaften Randpartien zurückzuführen. Dass es sich nicht um Härterisse, oder Risse handelt, die durch Ueberbeanspruchung der Kugeln entstanden, geht daraus hervor, dass der Inhalt der Risse aus zwei deut-

¹⁾ Siehe auch: Carl Sulzer, „Wärmespannungen und Rissbildung“. Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure, Jahrgang 1907, Nr. 30, S. 1165.

lich unterschiedenen kristallinen Gefügebestandteilen, einem schwarzen und einem grauen besteht, wie man sie z. B. auch bei Schweisseisen sehr schön beobachtet. Im übrigen zeigt die Mikrostruktur des Materials die typische Struktur eines Chromstahles mit körnigem Perlit und vereinzelten, glänzenden, weissen Körnchen des Doppelkarbids.

Einen Längsschnitt durch die Nietlöcher eines aus Flusseisenblech genieteten, im Betrieb geplatzten Druckleitungsrohres gibt Abbildung 25 wieder. Das Blech zeigt in der Mitte parallel verlaufende, feine schwärzliche Saigerungsstreifen, die nicht senkrecht gegen die Wandungen der Nietlöcher verlaufen, sondern nach unten abgebogen sind. Es ist dies ein Beweis, dass die betreffenden Nietlöcher nicht gebohrt, sondern *gestanzt* wurden. Das Stanzen von

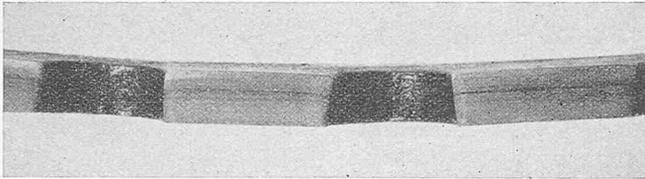


Abb. 25. — Natürliche Grösse.

Nietlöchern erzeugt aber, besonders bei dicken Blechen, auf einen gewissen Bereich um die Löcher Kältsprödigkeit des Materials. Das Blech zeigte bei der Zerreißprobe, zufolge allzuhohen Phosphorgehalts (0,11 ‰), relativ hohe Zerreißfestigkeit (Längsrichtung $4,70 \text{ t/cm}^2$, Querrichtung $4,83 \text{ t/cm}^2$), dabei Dehnungsziffern von 16,6 bis 19,5 ‰. In Anbetracht der durch zu hohen Phosphorgehalt und anormale Kaltbearbeitung im Blech erzeugten Sprödigkeit bedurfte es nur einer geringfügigen äussern zusätzlichen Beanspruchung, in unserm Fall hervorgerufen durch nachgewiesenermassen zu plötzlichem stossweises Einlassen des Druckwassers in die Leitung, um deren Bruch herbeizuführen.

Abbildung 26 zeigt die Bruchfläche eines ringsum eingekerbten Rundstabes aus Stahl, der durch Dauerbeanspruchung mittels vieler Tausenden von schwachen Schlägen (80 Schläge pro Minute) eines aus 1,5 cm Höhe herabfallenden Fallbärs von 4 kg Gewicht nach Verlauf von mehreren Tagen zum Bruch gebracht wurde; zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schlägen wurde der Stab jeweils um 180° gedreht. Die Bruchfläche zeigt zwei scharf unterschiedene Gefügestrukturen, nämlich zwei Segmente mit sehr feinkörniger Struktur, die vor Eintritt des Bruches sich bildete, und einen grobkristallinen Querstreifen in der Mitte, der der eigentlichen Bruchstruktur entspricht. Dieses Beispiel ist als eine künstliche Nachahmung der Vorgänge aufzufassen, wie sie sich in Wirklichkeit bei dauernd stossartig beanspruchten Konstruktionsteilen (z. B. bei Wellen von Automobilen und bei Wagenachsen) abspielen und auch auf den frischen Bruchstellen von Achsen usw. häufig beobachtet werden.

Eine im Betrieb gebrochene Automobilachse ist in Abb. 27 wiedergegeben. Eine Zerreißprobe, an einem in der Längsaxe der Welle entnommenen Probestab vorgenommen, ergab folgende Werte: Zugfestigkeit $3,97 \text{ t/cm}^2$; Kontraktion 67 ‰; Dehnung 23,97; Qualitätskoeffizient 0,95. Der möglichst nahe der Bruchstelle entnommene Querschnitt zeigt, in der üblichen Weise poliert und geätzt, folgendes Bild: Das Material ist nicht eingesetzt (zementiert) worden. Im Kern grosse dunkle Saigerungszone mit unganzen Stellen, die von Lunkerbildung des Gussblockes herrühren; quer über das Stück läuft eine feine Naht, die entweder eine Schweissnaht oder auf einen Gussfehler zurückzuführen ist.

An einer Stelle des Randes ist ein dreieckiger Lappen von grobkristallinischer Struktur und dunkler Farbe zu beobachten, der mit dem übrigen Metall nur unvollständig verschweisst ist. Es handelt sich hier offenbar um eine lokale fehlerhafte Stelle der Achse, die nachträglich mit einem andern Metall geflickt wurde. Dieser lokale Fehler hat den Bruch herbeigeführt, denn die Resultate des Zerreißprobestabs, der an einer gesunden Stelle entnommen wurde, weisen auf ein Flusseisen von durchaus normaler Beschaffenheit hin. Dieses Beispiel zeigt in augenfälliger Weise den Wert der metallographischen Untersuchungsmethode, denn nur mit dieser war es hier möglich, die Ursache des Achsenbruchs klarzulegen.

Ueber einen weiteren Fall von *Achsenbruch*, betreffend die *Hinterachse eines Lastautomobils*, sei folgendes berichtet. Zwei (hier nicht im Bild wiedergegebene) Aetzproben an zwei Querschnitten der Achse, wovon der eine in unmittelbarer Nähe der Bruchstelle, der andere am entgegengesetzten Ende der Achse entnommen waren, zeigen beide im Zentrum eine sehr deutlich ausgeprägte dunkle Saigerungszone, die 82 ‰ der gesamten Querschnittsfläche einnimmt und bei der Analyse einen Phosphorgehalt von 0,23 ‰ ergab. Die Brinell'sche Härtezahl ist für die Saigerungszone im Mittel aus vier Versuchen zu 137, für die helle Randzone zu 123 ermittelt worden. Die Zerreißproben an zwei Stäben, die an zwei nebeneinander liegenden Stellen entnommen wurden, ergaben folgende Werte:

	Stab 1	Stab 2
Streckgrenze σ	$2,96 \text{ t/cm}^2$	$2,90 \text{ t/cm}^2$
Zugfestigkeit β	$4,42 \text{ t/cm}^2$	$4,65 \text{ t/cm}^2$
Kontraktion φ	8,5 ‰	15,5 ‰
Dehnung λ	10,6 ‰	17,1 ‰
Qualitätskoeffizient $\frac{\beta\lambda}{100}$	0,47	0,80

Beschaffenheit der frischen Bruchfläche der Achse: grobkörnig, glänzend kristallinisch. Bei den Schlagbiegeproben an zwei eingekerbten Normalstäben von $20 \times 20 \text{ mm}$ zeigte das Diagramm keine messbare Deformationsarbeit an, der Biegungswinkel war = 0. Der ganz abnorm hohe Phosphorgehalt des Materials von 0,23 ‰ (ein guter Achsenstahl sollte nicht mehr als 0,03 bis 0,05 ‰ aufweisen), die dadurch bewirkte typische grobkristallinische Struktur des Materials bedingen die bei $4,42$ bzw. $4,65 \text{ t/cm}^2$ Zugfestigkeit äusserst geringe Kontraktion und Dehnung, sowie die ganz minderwertigen Ergebnisse der Schlagbiegeproben; sie erklären die hohe Sprödigkeit des Materials und den

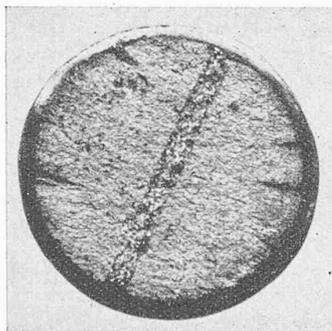


Abb. 26. V = 3.

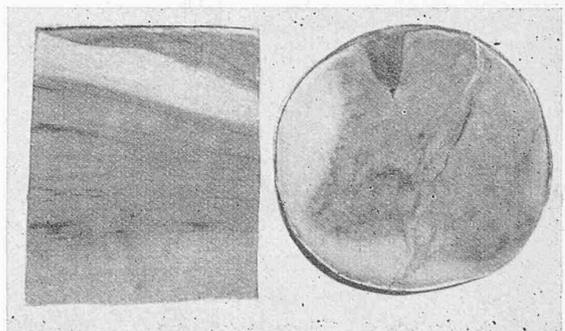


Abb. 27. — Natürliche Grösse.

unter dauernden Stossbeanspruchungen schliesslich erfolgten Bruch der Achse. Ob zu der minderwertigen Beschaffenheit des Materials auch noch eine ungeeignete thermische oder mechanische Behandlung bei der Herstellung der Achse (Ueberhitzung oder Kaltreckung) mitgewirkt haben, ist nicht näher verfolgt worden.

Weicher Manganstahl (Abb. 28, S. 90). Ein Bauunternehmer beanstandete die Qualität einer aus dem Ausland bezogenen Brechbacke eines Steinbrechers, die angeblich wegen viel zu geringer Härte sich sehr rasch abnützte. Die chemische Analyse ergab einen Kohlenstoffgehalt von

0,95 % und einen Mangangehalt von 11,86 %. Die Brinell'sche Härteziffer wurde zu 358 bzw. 355 ermittelt. Der mikroskopische Befund zeigt das typische Bild eines sogen. „polyedrischen Manganstahls“, entsprechend Punkt P des von Guillet für Manganstähle mit variablem Kohlenstoff- und Mangangehalt aufgestellten Gefügediagramms (Abb. 29). Da nach

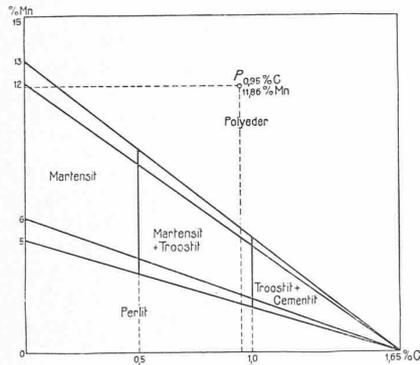


Abb. 29.

Untersuchungen des genannten Forschers von den drei Typen der Manganstähle, nämlich den perlitischen, den martensitischen und den polyedrischen, die martensitischen mit 5 bis 6 % Mn weitaus die härtesten und die Stähle mit polyedrischer Struktur, wie der vorliegende, die weichsten sind, ist diese ungenügende Härte erklärt.

Die Abb. 30 und 31 zeigen in natürlicher Grösse zwei Sorten von *Damaststahl*, und zwar Abbildung 30 ein Stück einer echten alten persischen Damastklinge. Dieser Stahl wird nach einem besondern, heute in seinen Einzelheiten noch nicht völlig bekannten thermischen Verfahren aus homogenem Stahl hergestellt. Dagegen zeigt Abbildung 31 einen modernen Damaststahl aus einer Waffenfabrik der Rheinlande, der, je nach Bestellung, in bestimmter regelmässiger Musterung hergestellt wird. Es handelt sich hier offenbar um einen Schweisstahl, der aus verschiedenen Eisen- und Stahlarten nach einem besondern, geheim gehaltenen Schweissverfahren erzeugt wird. Beide Proben gehören zu einer grössern wissenschaftlichen Untersuchung über Damaststahl, über die auf ausdrücklichen Wunsch des Auftraggebers jedoch keine weiteren Mitteilungen gemacht werden können.

Die Abbildungen 32 und 33 betreffen *Kupfer*. Abbildung 32 ist ein normales gewalztes Kupfer von einem Trolleydraht, mit äusserst spärlichen und sehr feinen Einschlüssen von Kupferoxydul (Cu_2O), der am häufigsten

lichen Gebissen benützen. Der Boden des Apparates, welcher letzter zu $\frac{1}{3}$ mit Wasser gefüllt wird, wurde mit einem Bunsenbrenner erhitzt. Der Druck im Innern betrug etwa 7 at, die Temperatur 170 °. Während des Betriebs wurde der kreisförmige flache Boden an der Uebergangsstelle von der Bodenfläche zum zylindrischen Mantel ringsum glatt herausgeschlagen. Beim Erhitzen eines vom obren Rand

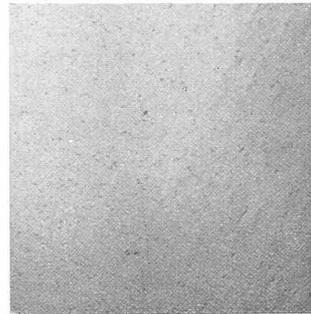


Abb. 32.

V = 46.

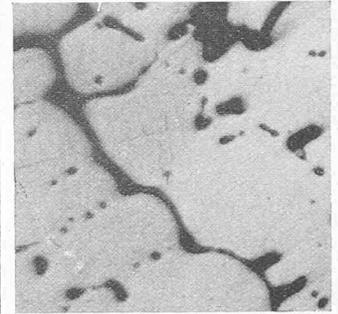


Abb. 33.

V = 160.

des Apparates entnommenen Probestückes im Bunsenbrenner saigten äusserst feine silberweisse Tröpfchen einer leichtflüssigen Legierung aus dem Kupfer heraus. Eine darauf an einem andern Stückchen vorgenommene chemische Analyse ergab folgendes Resultat: 0,70 % Zn; 4,54 % Pb; 91,10 % Cu; der 3,66 % betragende Rest wurde nicht näher untersucht. Es handelt sich also nicht um reines Kupfer, sondern um eine Kupferlegierung, und man darf mit Sicherheit sagen, dass beim Gebrauch des Apparates aus der Bodenfläche allmählich alles Blei, sei es als solches, sei es in Form eines leichtflüssigen Eutektikums, herausgeschmolzen war und sich in den dadurch entstandenen Hohlräumen unter dem Einfluss der Feuergasse nach und nach grössere Mengen von Cu_2O gebildet haben, die das Metall allmählich zermürbten, bis der schliessliche Bruch eintrat.

In gleicher Weise zeigen die Abbildungen 34 und 35 den Unterschied in der Struktur von brüchigem und von normalem *Aluminium*. Ein vom Antragsteller als „ausserordentlich brüchig und unbrauchbar“ bezeichnetes Muster von gegossenem Aluminium ergab bei der chemischen Analyse,

Aus der Praxis der Metallographie.

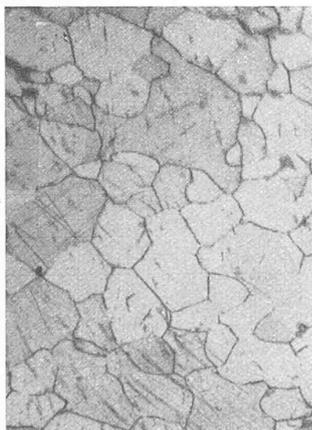


Abb. 28.

V = 160.

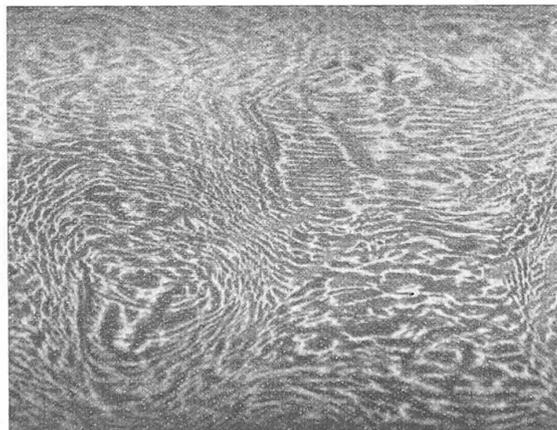


Abb 30 (oben Rücken, unten Schneide) — Natürliche Grösse.

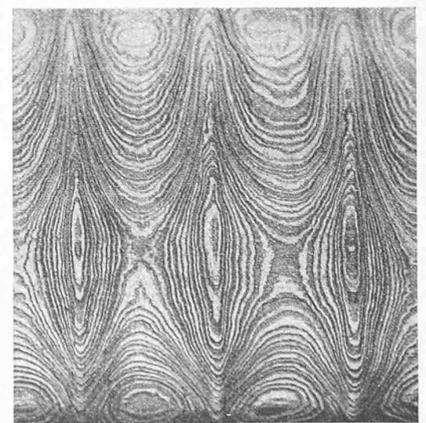


Abb. 31. — Natürliche Grösse.

vorkommenden und Kaltsprödigkeit erzeugenden Verunreinigung des Kupfers. Abbildung 33 dagegen zeigt ein mit zahlreichen bläulich gefärbten Adern und Flecken von Cu_2O durchsetztes Material (ungeätzt). Diese Probe entstammt einem ältern, angeblich aus reinem Kupfer angefertigten, kleinen zylindrischen Kessel, wie sie die Zahnärzte ganz allgemein zum Vulkanisieren der Kautschukplatten von künst-

dass es sich gar nicht um reines metallisches Aluminium, sondern um ein Legierung von nachstehender Zusammensetzung handelte: 87,27 % Al; 7,36 % Cu; 2,08 % Zn; 0,81 % Sn; 1,57 % Fe; 0,53 % Si; 0,33 % Pb; 0,05 % C. Im ungeätzten Zustand zeigt das Metall stellenweise grössere Schlackeneinschlüsse, im geätzten Zustand (Aetzung mit 1 % iger alkoholischer Kalilauge) ein Netzwerk von weissen

Aluminiumkristallen, umgeben von breiten dunklen Adern einer Legierung, die die andern Metalle enthält (Abb. 34) Im Gegensatz dazu zeigt ein gleichzeitig damit eingesandtes Stück Aluminium von guter Qualität nur wenig fremde Beimengungen und nur sehr feine dunkle Adern (Abb. 35).

Korrosionserscheinungen an einem kupfernen Wascherdhafen (ohne Bild). Der Unterteil eines kupfernen Wascher-

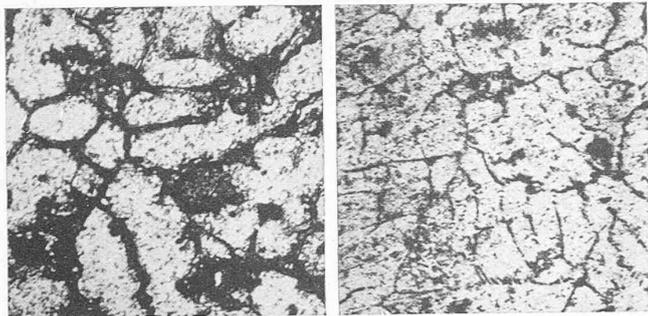


Abb. 34.

V = 142.

Abb. 35.

V = 142.

herdhafens zeigte auf der Aussenseite nach kurzer Betriebszeit an verschiedenen Stellen starke Korrosionserscheinungen in Form zahlreicher kleiner Grübchen, die mit einer weisslichgrünen Substanz gefüllt waren. An einer Stelle war sogar ein Loch durchgefressen. Die dem Feuer zugekehrte Seite des Hafens war, obwohl er nur zweimal mit längerer Unterbrechung im Betrieb gestanden, mit einer ziemlich dicken Schicht von Russ bedeckt, der zufolge starken Teergehalts eine etwas klebrige Masse bildete. Die mikroskopische Untersuchung von verschiedenen, dem Kessel entnommenen Metallproben zeigte wohl das Vorhandensein einiger feiner Haarrisse, die aber entweder schon beim Walzen des betreffenden Kupferblechs oder seiner nachherigen Verarbeitung zum fertigen Kessel entstanden sein dürften und mit den eigentlichen typischen Korrosionserscheinungen auf jeden Fall nicht im Zusammenhang stehen. Ausser den fast in jedem Handelskupfer in mehr oder minder grosser Menge vorkommenden Einschlüssen von Kupferoxydul, zeigte das Metall keine fehlerhafte Beschaffenheit. Eine chemische Prüfung des Russes dagegen ergab einen sehr deutlichen Gehalt an freier Essigsäure und in dem oben erwähnten grünlichweissen Pulver wurde neben Essigsäure auch etwas Schwefelsäure nachgewiesen. Diese Feststellungen klären die Korrosionserscheinungen vollständig auf. Zufolge des festgestellten mangelhaften Kaminzugs war das zum Heizen des Kessels verwendete Holz nicht völlig verbrannt, sondern erlitt teilweise eine trockene Destillation unter Bildung von Holzessig bzw. Essigsäure. Diese Essigsäure, die Kupfer bekanntlich sehr energisch angreift, wurde von der dicken, wie ein Schwamm wirkenden Russchicht zurückgehalten und hatte so Gelegenheit, während ziemlich langer Zeit auf das Kupfer einzuwirken. Bemerkenswert ist, dass ein Kessel derselben Fabrikation, der in einem andern Haus derselben Ortschaft aufgestellt war, keine Spur von Korrosion zeigte, da er nach jedem Gebrauch auch äusserlich blank gescheuert wurde.

Zum Schluss sei in Abbildung 36 noch die Struktur eines Lagermetalls gezeigt, das die folgende Zusammensetzung aufweist: 8,33 % Kupfer (Cu); 86,23 % Zinn (Sn); 4,63 % Antimon (Sb); 1,33 %, Blei (Pb) und Spuren von Eisen. Lagermetalle dieser Zusammensetzung zeigen drei Gefügebestandteile, nämlich würfelförmige, harte, weisse Kristalle der chemischen Verbindung $SbSn$, weisse, harte zu sechsarmigen Sternen gruppierte Nadeln der Zusammensetzung $SnCu_3$ und eine weiche Grundmasse, zur Hauptsache aus Zinn bestehend. Diese Zusammensetzung aus einem oder zwei harten Gefügebestandteilen und einer weichern, plastischen Grundmasse wird gewählt, um auf diese Weise, so weit als möglich, zwei sich widersprechenden Anforderungen, die an ein Lagermetall gestellt werden, gleichzeitig gerecht zu werden. Denn einmal soll das Lager-

Metall, um den Reibungskoeffizienten zwischen ihm und der Achse tunlichst zu verringern, möglichst hart sein, andernteils soll es wieder möglichst weich sein, damit es bei allfälligem einseitigen Druck oder bei Vorhandensein eines kleinen Fremdkörpers, der ein Anfressen der Welle bewirken würde, ausweicht und sich etwa vorhandenen Unebenheiten der Achse anpasst. Diesen beiden Bedingungen entspricht am besten ein Metall, das aus einem Skelett eines harten Metalles besteht, dessen Zwischenräume durch eine weiche Masse gebildet sind. Das zweckentsprechende Mengenverhältniss zwischen dem harten und dem weichen Bestandteil, bezw. der richtige Abstand zwischen den einzelnen harten Kristallkörnern wird am besten durch einen Deformations-(Stauch)-Versuch ermittelt, bei dem die harten Bestandteile, ohne sich gegenseitig zu stauen und in ihrer Bewegungsfreiheit zu hindern, in der weichen Grundmasse glatt aneinander vorbeigleiten sollen. Es zeigt sich dies beim Stauchversuch an plastischen Körpern daran, dass die Deformationskraft, nachdem sie ein gewisses Maximum erreicht, auf die Flächeneinheit bezogen, einen konstanten Wert annimmt.

Die vorstehenden Beispiele, die beliebig vermehrt werden könnten, bezweckten lediglich, die Interessenten auf einige der häufigsten Anwendungsgebiete der Metallographie aufmerksam zu machen und sie zu ermuntern, sich gegebenenfalls dieser Untersuchungs-Methode zu bedienen, oder sich selber in das wissenschaftliche Studium dieses neuesten Zweiges der Metallkunde, der noch so viele ungelöste Rätsel bietet, tiefer zu versenken.

Vom Ritomwerk der S. B. B.

Wir hatten sofort nachdem der Unfall beim Druckstollen des Ritomwerkes sich ereignet hatte, auf Grund persönlichen Augenscheines und Besprechung mit verschiedenen, mit der Sachlage vertrauten Fachkollegen unsere Leser (auf Seite 19 dieses Bandes) darüber unterrichtet; der Fachmann konnte aus unserem sachlichen Bericht annähernd die ganze Tragweite des Vorfalles erkennen, ohne dass dabei die weitere Oeffentlichkeit unnötigerweise beunruhigt worden wäre.

Jener, auch von massgebenden S. B. B.-Ingenieuren als zutreffend und korrekt anerkannten Darstellung haben wir vorläufig nichts beizufügen. Am 31. Juli sodann (Seite 56 dieses Bandes) haben wir mitgeteilt, dass erfahrene und unabhängige Experten (die Ingenieure F. Rothpletz, J. Büchi und Prof. A. Rohn) mit einer Untersuchung und Begutachtung des Falles beauftragt worden sind, deren Gutachten

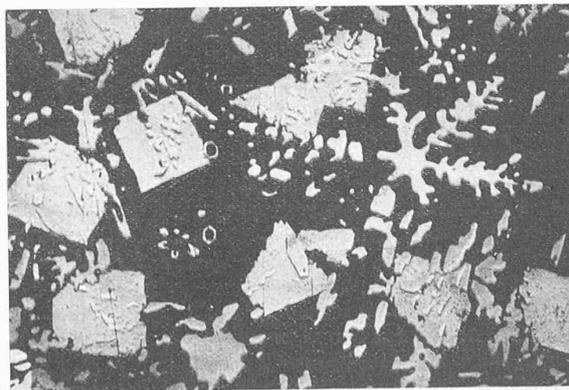


Abb. 36.

V = 120.

selbstverständlich abzuwarten sein werde, bevor man sich, namentlich von fernstehender Seite, ein endgültiges Urteil bilden könne. Wir fügten dort die der „Thurgauer Ztg.“ entnommene erheiternde Notiz bei, die nationalrätliche Bundesbahnkommission werde demnächst einen Augenschein vornehmen, womit dann die Sache „jedenfalls prompt ins Blei gebracht“ werde.