

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik

Geleitet von Dr.-Ing. Dr. mont. E. h. O. Petersen

unter Mitarbeit von Dr. J. W. Reichert und Dr. W. Steinberg für den wirtschaftlichen Teil

HEFT 49

3. DEZEMBER 1942

62. JAHRGANG

Hundert Jahre Bochumer Verein.

Unter den Werken, denen die deutsche Eisen schaffende Industrie ihre Weltgeltung verdankt, steht in vorderster Reihe der Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, AG. Sein Name weckt die Erinnerung an alle die Männer, deren Erfindergeist, hüttenmännisches Können, Tatkraft und wirtschaftliches Verständnis das Unternehmen zu seiner heutigen Blüte geführt haben. Der Schwabe Jakob Mayer erschloß dem von ihm als Gußstahlschmelze am 6. Dezember 1842 gegründeten Werk sowie der gesamten Eisenindustrie durch seine Erfindung des Stahlformgusses ein neues, bis dahin unbekanntes Betätigungsfeld. Dazu schuf der große Organisator und Kaufmann Louis Baare dem Unternehmen die gesunde Grundlage, sicherte die Rohstoffversorgung und weitete den Absatz des ständig wachsenden Werkes aus. Sein Sohn Fritz Baare führte die Pläne des Vaters fort; Walter Borbet gab durch neuzeitliche Betriebsanlagen dem Werk nicht nur ein neues Gesicht, sondern ermöglichte auch durch die ausgiebige Anwendung wissenschaftlicher Erkenntnisse eine weitgehende Auswertung des Werkstoffs Stahl und eine Steigerung der Güte aller Erzeugnisse.

Die großen Erfolge und die machtvolle Entwicklung des Unternehmens wurden neben den führenden Köpfen von der eng mit dem Werk verbundenen Gefolgschaft getragen, die dank der frühen und ständigen Pflege des Gemeinschaftsgeistes von jeher ein lebendiger Teil des Ganzen war.

Außerlich und innerlich fest gefügt, steht der Bochumer Verein am Ende des ersten Jahrhunderts seiner Tätigkeit wohlgerüstet und entschlossen, die Aufgaben, die ihm eine eiserne Zeit vorschreibt, zu erfüllen zum Wohle von Volk und Staat.

Im Namen der deutschen Eisenhüttenleute beglückwünschen wir den Bochumer Verein zu seinem Jubeltage und rufen ihm für eine weitere erfolgreiche Tätigkeit ein herzliches Glückauf zu.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.

Goerens.

Petersen.

Großzahl-Untersuchungen über die Ursachen von Radreifen- und Schienenbrüchen.

Von Alfred Pusch in Berlin*).

[Bericht Nr. 609 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.**.)

(Bruchursache, Bruchart und Verteilung von Lokomotiv- und Wagenradreifen sowie von Schienen. Laufzeit der Reifen und Liegedauer der Schienen bis zum Bruch. Zugfestigkeit, Brinellhärte, Bruchdehnung, Kohlenstoff-, Silizium-, Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalt sowie Seigerung der Werkstücke. Beziehung zwischen Zugfestigkeit und Brinellhärte sowie zwischen Zugfestigkeit und Bruchdehnung.)

Die Anwendung der Großzahluntersuchung ist überall dort gegeben, wo eine Gesetzmäßigkeit aus einer Vielzahl von Einzelwerten abgeleitet werden soll, die mehr oder weniger stark streuen. Auf dem Gebiete der Werkstoff-

bahnwesens sei auf eine Untersuchung von R. Vogel⁴⁾ über die Gesetzmäßigkeiten beim Ausbau von Eisenbahnschwellen sowie von A. Bloch⁵⁾ über die Wahrscheinlichkeitsrechnung im Ablaufbetrieb hingewiesen.

Zahlentafel 1.
Häufigkeit der Bruchursachen von Lokomotiv- und Wagenradreifen.

Bruchart	Bei Lokomotivradreifen		Bei Wagenradreifen	
	Zahl der Brüche	Anteil an der Gesamtzahl ¹⁾ %	Zahl der Brüche	Anteil an der Gesamtzahl ²⁾ %
A. Innendauerbrüche	92	21,4	6	4,7
B. Dauerbrüche von außen	152	35,4	11	8,6
B 1. Dauerbruch von der scharfen Sprengringnutkante	56	13,1	4	3,1
B 2. Dauerbruch von der Anlagekante	59	13,7	1	0,8
B 3. Dauerbruch von Rostnarben der Auflagefläche	26	6,0	—	—
B 4. Dauerbruch von Druckstellen der Auflagefläche	11	2,6	—	—
B 5. Dauerbruch von Abblätterung	—	—	2	1,6
B 6. Dauerbruch durch eingewalzte Fremdkörper	—	—	4	3,1
C. Faserbruch infolge eines Lunkers	75	17,4	76	59,4
D. Kurzbrüche	111	25,8	35	27,3
D 1. Reifen zu hart	21	4,8	2	1,6
D 2. Radreifendicke unter Mindestmaß	2	0,5	7	5,4
D 3. Bruch mit blauen Anlaufnarben, Spannungsriss	6	1,4	—	—
D 4. Bruch von Stempelung der Seitenfläche	6	1,4	4	3,1
D 5. Loser Radreifen	2	0,5	—	—
D 6. Bruch von einer Bremsstelle der Lauffläche	11	2,6	1	0,8
D 7. Bruch von Druckstelle der Auflagefläche	4	0,9	—	—
D 8. Bruch von Rostnarben	2	0,5	—	—
D 9. Bruch von Schweißstelle der Auflagefläche	6	1,4	—	—
D 10. Bruch von angeschweißter Nutkante	1	0,2	—	—
D 11. Bruch von Spurkranzschweißung	1	0,2	6	4,7
D 12. Bruch infolge starker Kälte	2	0,5	—	—
D 13. Bruch durch Entgleisung oder sonstige betriebliche Ursachen	3	0,6	2	1,6
D 14. Ursache unbekannt	44	10,3	5	3,9
D 15. Reifen zu spröde (hoher Phosphorgehalt)	—	—	3	2,3
D 16. Bruch durch Flockenrisse	—	—	3	2,3
D 17. Sonstige	—	—	2	1,6

¹⁾ 430 Brüche insgesamt. — ²⁾ 128 Brüche insgesamt.

prüfung und -abnahme sind bereits eingehende Großzahluntersuchungen durchgeführt worden. Erwähnt seien nur die bahnbrechenden Arbeiten von K. Daeves¹⁾, E. H. Schulz²⁾ und M. Moser³⁾. Aus dem Gebiete des Eisen-

*) Auszug aus der von der Technischen Hochschule Braunschweig genehmigten Dr.-Ing.-Dissertation über „Großzahluntersuchungen in der Werkstoffprüfung bei der Deutschen Reichsbahn“ von A. Pusch 1942.

**) Vorgetragen in der 46. Vollsitzung am 6. Oktober 1942. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Congrès International pour l'essai des matériaux, Amsterdam 1927. Bd. 1. La Haye 1928. S. 551/57. Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 645/53. — Die Lockkarte. Düsseldorf 1929. S. 21/23. — Masch.-Bau Betrieb 10 (1931) S. 233/36.

²⁾ Werkstoffkontrolle. In: Beitrag zu Kienzle O.: Kontrollen der Betriebswirtschaft. Berlin 1931. S. 195/222.

gebnisse der mechanischen, metallographischen und chemischen Werkstoffprüfung und endlich die Ursache des Bruches. Die Auswertung erstreckt sich auf die Häufigkeiten der Brucharten und -ursachen, außerdem sollen die Festigkeitswerte sowohl zueinander als auch zur Bruchursache in Beziehung gebracht werden.

Untersuchungen an gebrochenen Radreifen.

In den Jahren 1926 bis 1939 sind 430 gebrochene Radreifen von Lokomotiven und Tendern (von den Tendern nur 46) und 128 von Güter- und Personenwagen untersucht worden. Das Kollektiv umfaßt demnach ins-

³⁾ Werkstofftagung Berlin 1927. Bd. I. Düsseldorf 1928. S. 28/33. Vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 21/57.

⁴⁾ Org. Fortschr. Eisenbahnw. 87 (1932) S. 75/96.

⁵⁾ Org. Fortschr. Eisenbahnw. 86 (1931) S. 236/42.

gesamt 558 Radreifen aller Art, wovon die Lokomotivradreifen mit 384 am stärksten vertreten sind. Es ist dies auf ihre höhere Beanspruchung zurückzuführen. Da die Tenderreifen nach den Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn⁶⁾ die gleiche Zugfestigkeit wie die Lokomotivradreifen (80 bis 92 kg/mm²) haben und da der Umfang des Teilkollektivs für Tenderreifen zu klein ist, wurden sie mit den Lokomotivradreifen zusammengefaßt.

Die Häufigkeiten der Bruchursachen der Radreifen sind in *Zahlentafel 1* zusammengefaßt. Es ergab sich eine Einteilung in vier Hauptgruppen: Innendauerbrüche, Dauerbrüche von außen, Faserbruch infolge eines Lunkers und Kurzbrüche. Innendauerbrüche entwickeln sich von Spannungsrissen aus und liegen vollständig im Innern des Reifens, während die Außendauerbrüche von Oberflächenverletzungen (z. B. von Rostnarben) oder von Stellen mit Spannungshäufungen (spitz auslaufende Kanten) jedenfalls immer von außen ihren Anfang nehmen. Faserbrüche sind auf Schwindungshohlräume (Lunker) oder Blasen im Guß-

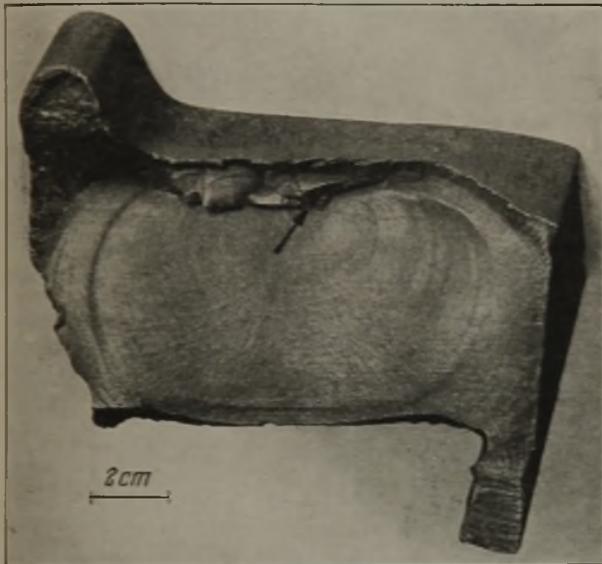


Bild 1. Innendauerbruch an Lokomotivradreifen.

block zurückzuführen, deren Wandungen beim Walzen nicht miteinander verschweißen. Die Kurzbrüche haben ein körniges Aussehen und sind gewöhnlich glatte Querbrüche.

Da auf eine vollständige Wiedergabe und Beschreibung sämtlicher Brucharten verzichtet werden muß, seien nur einige Beispiele herausgegriffen. So zeigt *Bild 1* einen ausgedehnten Innendauerbruch, der von der mit einem Pfeil gekennzeichneten Stelle etwas unterhalb der Radreifenlauffläche ausgegangen ist, und zwar von einem Spannungsriß. In *Bild 2* ist der Dauerbruch a ebenfalls von der mit einem Pfeil bezeichneten Stelle etwa 4 mm unterhalb der Lauffläche ausgegangen. Er ist jedoch dann in eine andere Ebene b übergegangen, die etwa parallel zur Bruchebene a und unter einem Winkel von etwa 45° geneigt zur Lauffläche steht. Die Entstehungsursache der Innendauerbrüche, die fast nur bei den härteren Lokomotivradreifen anzutreffen sind, war im Anfang stark umstritten, doch dürfte nunmehr feststehen⁷⁾, daß Spannungs- (Abkühlungs-) Risse den Anlaß zur Entwicklung des Dauerbruchs im Innern des Reifens gegeben haben. Ähnlich

wie die sogenannten Nierenbrüche der Schienen (s. u.) wiederholen sich die Spannungsrisse öfters in ein und demselben Reifen, was durch makroskopisch geätzte Längsschnitte leicht nachzuweisen ist.

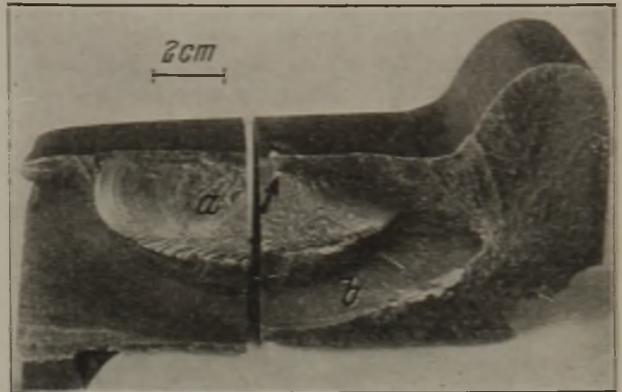


Bild 2. Radreifen mit doppeltem Innendauerbruch.

Die zweite Gruppe umfaßt die Außendauerbrüche, die ihre Ursache in Spannungsspitzen oder Verletzungen der Reifenaußenseite (Zugseite) haben. So zeigt *Bild 3* einen von der spitz auslaufenden Sprengringnutkante (siehe Pfeil) ausgehenden kleinen Dauerbruch. Ein solcher geht vielfach auch von einer schlecht abgerundeten schwalbenschwanzförmigen Auflagekante aus. Die beiden Kanten sollen deshalb zur Vermeidung von Spannungsspitzen nach neueren Bearbeitungsvorschriften abgerundet werden. Als Oberflächenverletzungen wirken Rostnarben an der Auflagefläche der Reifen sowie Druckstellen als Folge einer ungleichmäßigen Reifenaufgabe.

Die Faserbrüche infolge eines Lunkers, für die *Bild 4* ein Beispiel gibt, leiten über zu den Kurzbrüchen, deren Ursachen mannigfaltig, zum Teil auch unbekannt sind. Es sei hier der Kurzbruch von einer Bremsstelle der Lauffläche herausgegriffen. Werden auf einen Lokomotivradreifen, z. B. bei Schnellbremsungen aus hoher Geschwindigkeit, durch den Anpreßdruck der Bremsklötze starke Warmwirkungen ausgeübt, so kann der vom Bremsklotz „be-

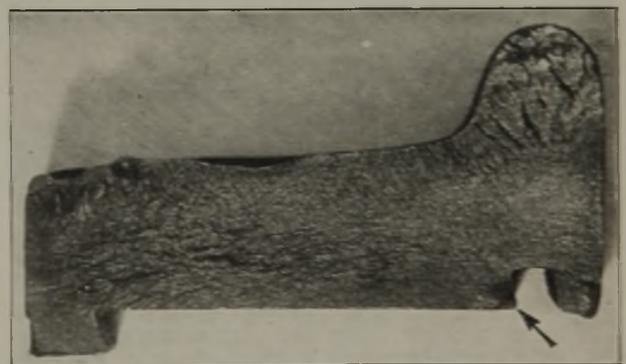


Bild 3. Dauerbruch an Radreifen, von der Sprengringnutkante ausgehend.

arbeitet“ Teil der Lauffläche zahlreiche feine Querrisse erhalten, wie sie *Bild 5* zeigt. Die Gefügeuntersuchung ergibt hier dunkel geätzte, schmale Randzonen umgewandelten Gefüges mit kurzen, feinen, senkrecht zur Lauffläche verlaufenden Anrissen. Diese keilförmig in den Baustoff eindringenden, nur etwa 1 mm tiefen Anrisse liegen in der martensitisch-sorbitischen Anlaßzone und können als Härterisse bezeichnet werden, die bei schroffer Abkühlung der bis über den A_{c_3} -Punkt erwärmten Randzonen der Lauffläche als Folge von plötzlichen Volumenveränderungen

⁶⁾ Technische Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn für die Herstellung und Lieferung von Radsätzen und Rad-satzteilen. Drucksache Nr. 918 57 vom November 1939.

⁷⁾ Kühnel, R.: *Glaser's Ann.* 115 (1924) S. 33/37 u. 41/48.

entstehen. Wahrscheinlicher ist wohl noch folgende Erklärung: Durch die örtlich starke Erwärmung der Lauffläche und die durch die großen Stahlmassen und den Fahrwind bedingte rasche Wärmeableitung ist die Randzone stark aufgehärtet. Dies hat wiederum eine Herabsetzung der Verformungsfähigkeit und eine Versprödung des Werkstoffes zur Folge, der den betrieblichen Dauerbeanspruchungen an dieser Stelle nicht mehr gewachsen ist, so daß

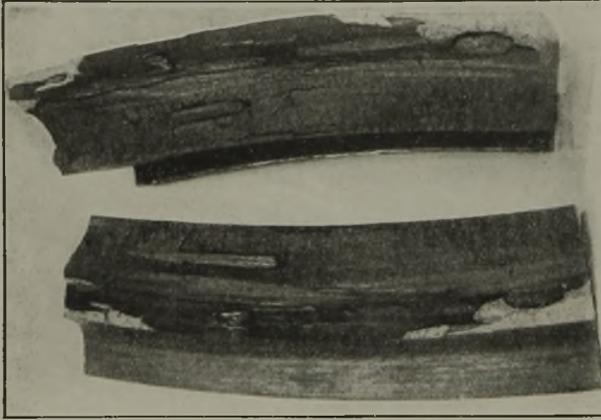


Bild 4. Faserbruch an Radreifen in Längsrichtung.

sich Anrisse bilden. Solche Risse können gelegentlich, ohne daß es zur Entwicklung von Dauerbrüchen kommt, zu einem plötzlichen Durchbrechen des Reifens durch den vollen Querschnitt führen. Es sei jedoch bemerkt, daß derartige Brüche im normalen Betrieb selten sind, wohl aber bei Versuchsfahrten (z. B. nach Schnellbremsungen von 200 km/h Geschwindigkeit) beobachtet wurden.



Bild 5. Lauffläche eines Lokomotivradreifens mit Querrissen. ($\times 5$.)

Als ein weiteres Beispiel für einen Kurzbruch zeigt Bild 6 einen körnigen Querbruch, der von einer zu tief oder bei zu niedriger Temperatur eingeschlagenen Stempelung an der Stirnfläche des Reifens ausstrahlt. Vereinzelt kommen bei Lokomotivradreifen ferner Kurzbrüche nach Bild 7 vor, und zwar schon nach sehr kurzer Betriebszeit. Der körnige Querbruch zeigt eine ausgedehnte, im Bild schwarz erscheinende Kernzone mit ausgeprägt blauen Anlauffarben. Offenbar liegt hier ein Spannungsriß vor, der schon bei der Herstellung des Reifens in der Blauwärme entstanden ist (bei der Abkühlung nach dem Walzen) oder auch beim Aufziehen des Reifens auf die Felge.

Die absoluten und relativen Häufigkeiten der Bruchursachen der Lokomotiv- und Wagenradreifen sind aus Zahlentafel 1 zu entnehmen. Bei den Lokomotivradreifen ergibt sich, daß die Dauerbrüche von außen mit rd. 35 %

aller Brüche an der Spitze stehen, es folgen die Kurzbrüche aller Art mit rd. 26 %, die Innendauerbrüche mit rd. 21 % und die Faserbrüche mit rd. 17 %. Wesentlich anders ist die Häufigkeitsverteilung bei den weicheren Wagenrad-

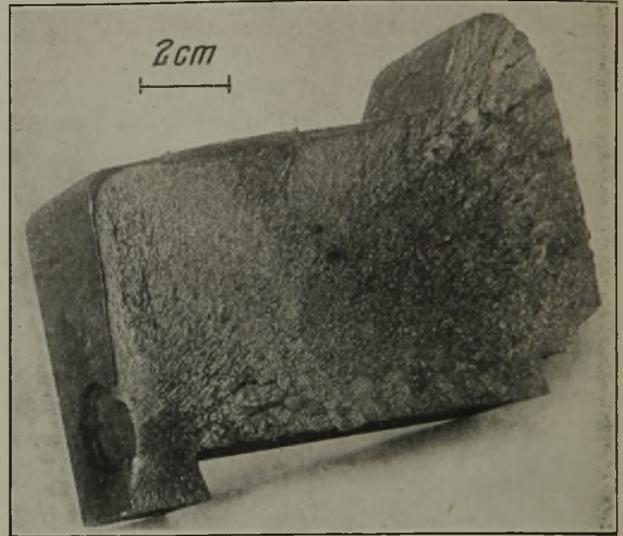


Bild 6. Bruch am Radreifen vom Stempeldruck aus.

reifen. Hier steht der Lunker mit fast 60 % weitaus an der Spitze, während die Innendauerbrüche mit rd. 5 % und die Außendauerbrüche mit knapp 9 % erheblich zurücktreten. Lediglich die Kurzbrüche verschiedener Ursachen sind mit rd. 27 % etwa gleich hoch wie bei den Lokomotivradreifen.

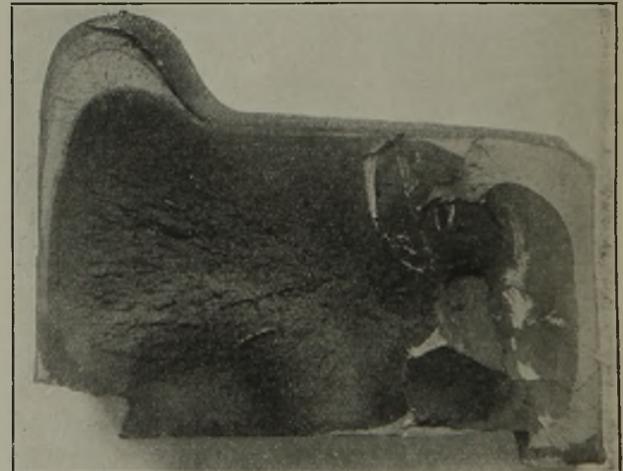
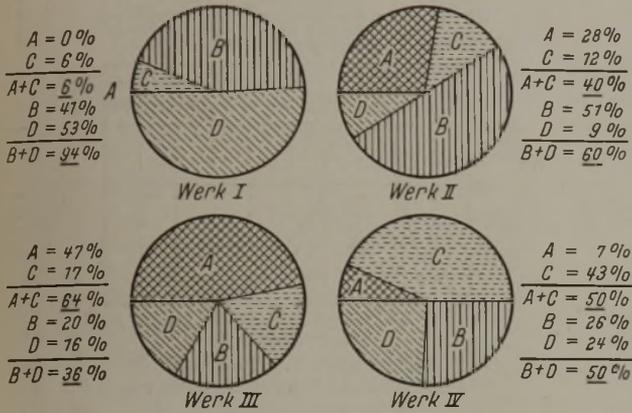


Bild 7. Querbruch eines Treibradreifens mit Anlauffarben. (Spannungsriß.)

Die Ursache für den niedrigen Anteil der Dauerbrüche bei den Wagenreifen liegt in ihrer geringeren Beanspruchung sowie in ihrer im Vergleich mit den Lokomotivradreifen geringeren Festigkeit (nach den Reichsbahnvorschriften 60 bis 72 kg/mm² für Güter- und Personenwagen, dagegen 80 bis 92 kg/mm² für Lokomotiv- und Tenderradreifen⁶). Es entspricht dies dem allgemeinen Gesetz der Dauerfestigkeitslehre, daß sich Oberflächenerletzungen und Spannungshäufungen bei harten Stählen wesentlich ungünstiger auswirken als bei weicheren.

Es wurde ferner untersucht, ob der Anteil der einzelnen Brucharten bei den Herstellerwerken der Lokomotivradreifen verschieden ist. Die Untersuchung beschränkte sich auf die Hüttenwerke Nr. I bis IV, die mit der Bruchzahl am stärksten vertreten sind. Es kann wohl angenommen werden, daß sie auch an der Lieferung der

Radreifen in entsprechender Menge beteiligt waren, doch konnten einwandfreie zahlenmäßige Unterlagen hierüber nicht gebracht werden. Dagegen ist es möglich, Vergleiche zwischen der Häufigkeit der wichtigsten Brucharten bei den genannten Werken zu ziehen. Nach Bild 8 ist das Werk I



Gruppe A : Innendauerbrüche Gruppe C : Faserbrüche
 " B : Außendauerbrüche " D : Kurzbrüche
 Bild 8. Verteilung der Brucharten bei Lokomotivradreifen auf die Lieferwerke.

mit Innendauerbrüchen überhaupt nicht, das Werk II mit 28 % und das Werk III sogar mit 47 % aller Brüche vertreten, das Werk IV dagegen nur mit 7 %. Hierbei ist allerdings zu beachten, daß beim Werk III 80 % aller Rad-

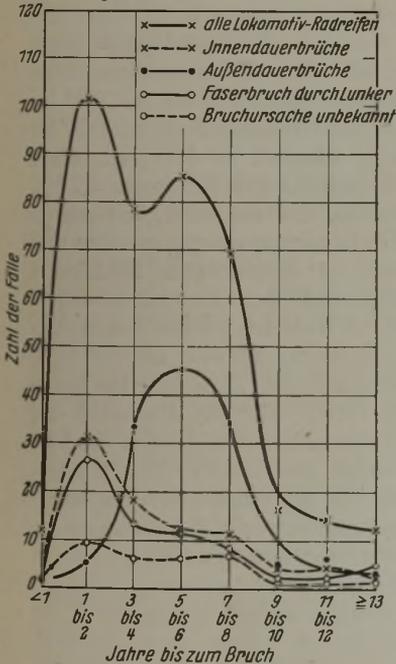


Bild 9. Häufigkeit der Jahre bis zum Bruch bei den untersuchten Lokomotivradreifen.

reifen mit Innendauerbrüchen auf die Walzjahre 1929 bis 1932 entfallen, und daß nach dieser Zeit derartige Brüche fast nicht mehr vorkommen. Wir haben es also bei diesem Werk mit einer vorübergehenden Häufung von dauerbruchanfälligen Radreifen zu tun, und es ist dem Hüttenwerk offenbar gelungen, diese Erscheinung ganz zu beseitigen. Anders liegen die Verhältnisse bei dem Werk II, das an sich zwar mit wesentlich weniger Innendauerbrüchen vertreten ist als Werk III, diese verteilen sich jedoch auf einen größeren Herstellungszeitraum, wobei 51 % der Brüche auf die Walz-

mit 40 %, Werk IV mit 50 % und zuletzt Werk III mit 64 %. Die restlichen Anteile verteilen sich auf die Außendauerbrüche und die Kurzbrüche. Abschließend kann gesagt werden, daß bei den vier Radreifenwalzwerken bemerkenswerte Unterschiede in der Verteilung der Bruchursachen nachzuweisen sind. Es sei noch bemerkt, daß das Werk I mit insgesamt 73, Werk II mit 135, Werk III mit 89 und Werk IV mit 42 Radreifenbrüchen vertreten ist.

Unter der Laufzeit der Radreifen bis zum Bruch sei die Zahl der Jahre von der Herstellung des Reifens (Stempelzeichen, Walzjahr) bis zu seinem Bruch verstanden. Bild 9 gibt die Häufigkeiten der Jahre bis zum Bruch bei allen Lokomotivradreifen sowie unterteilt nach den vier Hauptgruppen der wichtigsten Bruchursachen wieder. Die Häufigkeitskurve für alle Radreifen hat einen Höchstwert bei 1 bis 2 Jahren und einen Nebenhöchstwert bei 5 bis 6 Jahren. Dieser ist bedingt durch die Kurve für die Außendauerbrüche, die einen gut ausgeprägten Höchstwert bei 5 bis 6 Jahren aufweist. Demnach brechen die Reifen mit von der Sprengringnut- oder Anlagelante, von Rostnarben und Druckstellen ausgehenden Dauerbrüchen im allgemeinen nach einer wesentlich größeren Zahl von Jahren als die Reifen mit Innendauerbrüchen (Spannungsrisse) und Lunkern. Denn die Häufigkeitskurven für diese beiden Bruchursachen weisen einen deutlichen Höchstwert bei nur 1 bis 2 Jahren auf. Es liegen hier Herstellungsfehler vor, die schon nach verhältnismäßig kurzer Zeit zum Bruch führen. Bei den weniger zahlreichen Brüchen mit unbekannter Ursache (unterste Kurve) ist eine besondere Gesetzmäßigkeit nicht vorhanden.

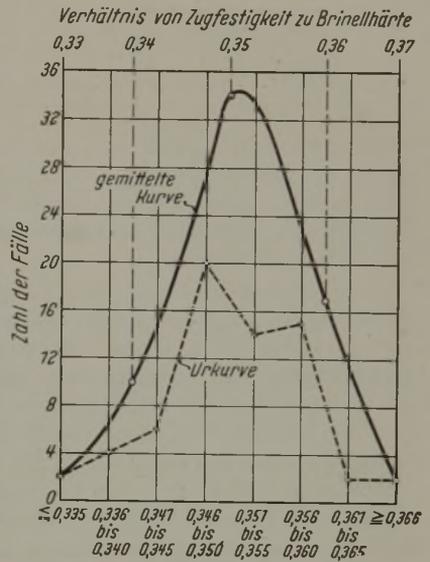


Bild 10. Häufigkeitskurven für das Verhältnis von Zugfestigkeit zu Brinellhärte bei Lokomotivradreifen.

Bei fast allen gebrochenen Lokomotivradreifen wurde aus der am Querschnitt ermittelten Brinellhärte (Mittelwert von 12 Eindrücken) die Zugfestigkeit mit dem Faktor 0,36 berechnet. Die Untersuchung der Häufigkeitsverteilung ergab, daß der Höchstwert bei etwa 90 kg/mm², also nur wenig unter der in den Lieferbedingungen der Reichsbahn⁶⁾ vorgeschriebenen oberen Grenze von 92 kg/mm² liegt. Etwa ein Drittel aller Reifen überschreitet diese Grenze, was jedoch zum Teil auf die Lage der Härteeindrücke am Querschnitt zurückzuführen ist.

Da nun an einer größeren Zahl von gebrochenen Lokomotivradreifen auch die wahre Zugfestigkeit an Zerreißstäben (Längsproben) ermittelt war, ergab sich die Gelegenheit, das Verhältnis von Zugfestigkeit zu Brinellhärte für die Reifen mit etwa 80 bis 100 kg/mm² Zugfestigkeit zu untersuchen. Die Häufigkeitsverteilung zeigt Bild 10. Demnach hat die gemittelte Häufigkeitskurve für die „wahren“ Umrechnungszahlen einen Streubereich von 0,33 bis 0,37 und einen deutlich ausgeprägten Höchst-

wert bei 0,35. Mithin wäre dieser Zahl für die Umrechnung von Brinellhärte in Zugfestigkeit bei den Lokomotivradreifen der Vorzug zu geben, da sie für die meisten Fälle genauer ist als die bisher gebräuchliche Zahl 0,36 nach DIN 1605. Der verhältnis-

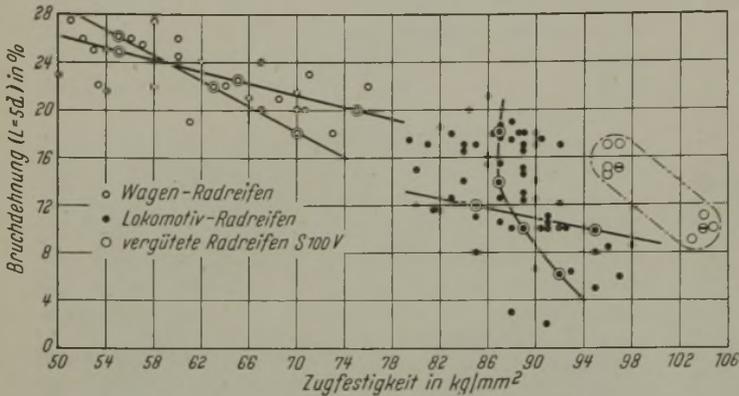
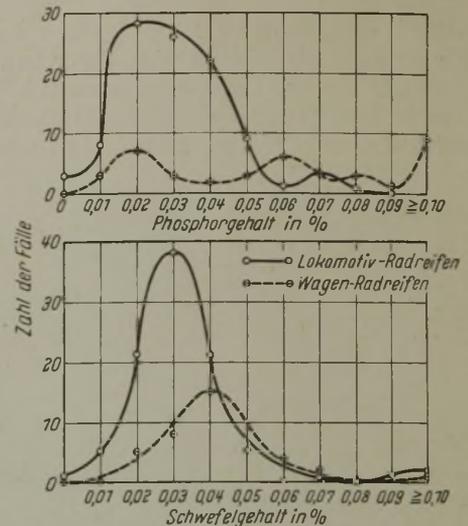


Bild 11. Verhältnis von Zugfestigkeit zu Bruchdehnung bei Radreifen.

mäßig große Streubereich der Umrechnungszahlen ist wohl damit zu erklären, daß bei derartig harten Stählen schon eine kaum meßbare Außenmittigkeit der Einspannung des Zerreißstabes genügt, um seine Bruchfestigkeit um einige kg/mm^2 herabzusetzen.

Das Verhältnis von Zugfestigkeit zu Bruchdehnung bei den gebrochenen Lokomotiv- und Wagenradreifen geht aus Bild 11 hervor. Wie zu erwarten, nimmt die Bruchdehnung mit steigender Zugfestigkeit im allgemeinen ab, doch tritt diese Gesetzmäßigkeit bei den Wagenradreifen (auf der Abszisse der Bereich von 50 bis 76 kg/mm^2 Zugfestigkeit) wesentlich deutlicher in Erscheinung als bei den Lokomotivradreifen (80 bis 98 kg/mm^2). Die durch Kreise angedeuteten höheren Dehnungswerte (rechts) beziehen sich auf vergütete Reifen der Sonderstahlgüte S 100 V und scheiden für die weitere Betrachtung aus. Durch beide Streufelder wurde nach dem Verfahren von K. Daeves⁸⁾ je ein Korrelationskreuz gelegt. Allgemein gilt nun, daß je kleiner der Winkel ist, unter dem sich die beiden Geraden eines Korrelationskreuzes schneiden, desto enger sind die Beziehungen der beiden Eigenschaften zueinander. In dem einen Grenzfall, wenn die Geraden einander decken, besteht eine eindeutige lineare Gesetzmäßigkeit, im anderen Grenzfall, wenn sie aufeinander senkrecht stehen, überhaupt keine gesetzmäßige Beziehung zwischen den beiden Eigenschaften. Im vorliegenden Fall ergibt sich nun für die Wagenradreifen eine recht enge Beziehung von Zugfestigkeit und Bruchdehnung, bei den Lokomotivradreifen mit ihrem auseinandergesetzten Streufeld ist sie lockerer. Der Grund hierfür liegt wohl darin, daß die Streuungen der Zugfestigkeits- und Bruchdehnungswerte bei den harten Stählen an sich schon größer sind als bei den weicheren Stahlsorten, da sich bei den ersten kleine örtliche Fehlstellen, Schlackeneinschlüsse, feine Innenrisse u. dgl. oder auch die bereits erwähnten geringsten Abweichungen von einer mäßigen Einspannung des Zerreißstabes wesentlich stärker auswirken.

Die Bruchdehnungswerte an sich, die bei den gebrochenen Wagenreifen vorwiegend zwischen 20 und 26 % und bei den Lokomotivradreifen zwischen etwa 10 und 20 % liegen, sind durchaus als üblich anzusehen. Ähnliche Dehnungswerte wurden auch bei der laufenden Abnahmeprüfung von Lokomotivradreifen bei verschiedenen Hütten-



Bilder 12 und 13. Häufigkeit des Phosphor- und Schwefelgehaltes von gebrochenen Radreifen.

werken festgestellt. So lagen bei drei Werken die Häufigkeitshöchstwerte der Bruchdehnungen ($L = 5 d$) bei 11, 14 und 19 %.

Wenn auch bei den gebrochenen Radreifen in erster Linie der Phosphorgehalt Beachtung verdient, da zu hohe Phosphorgehalte den Stahl bekanntlich kaltbrüchig und spröde machen, so wurde die Untersuchung der Vollständigkeit halber auch auf den Kohlenstoff-, Silizium-, Mangan- und Schwefelgehalt des Stahles ausgedehnt. Der Häufigkeitshöchstwert für den Kohlenstoffgehalt liegt mit 0,70 bis 0,79 % bei den härteren Lokomotivradreifen naturgemäß höher als bei den Wagenradreifen mit 0,30 bis 0,39 %. Ähnlich ist es beim Siliziumgehalt mit 0,30 bis 0,39 und 0,20 bis 0,29 %, während im Mangangehalt die Wagenradreifen etwas höher liegen (0,8 gegen 0,7 %). Allgemein ist zu beobachten, daß die Häufigkeitskurven der Wagenradreifen viel mehr auseinandergesetzt sind und infolgedessen auch keinen so ausgeprägten Höchstwert haben wie die der Lokomotivradreifen. Dies gilt besonders für den Phosphorgehalt. Während bei den Lokomotivradreifen nach Bild 12 die Kurve bei 0,02 bis 0,04 % P einen deutlichen Höchstwert aufweist (75 % der gebrochenen Reifen fallen hierunter), verteilt sich die Häufigkeit bei den Wagenradreifen über den ganzen Streubereich von 0,01 bis 0,10 %, mehr oder weniger gleichmäßig. Der im allgemeinen höhere Phosphorgehalt der gebrochenen Wagenradreifen dürfte darauf zurückzuführen sein, daß bei diesen die Lunkerbrüche wesentlich stärker vertreten sind als bei den Lokomotivradreifen. Beim Schwefelgehalt (Bild 13) treten die Unterschiede weniger deutlich hervor. 84 % der gebrochenen Lokomotivradreifen haben einen Schwefelgehalt von 0,02 bis 0,04 %. Die Höchstwerte der Häufigkeiten sind 0,03 % bei den Lokomotiv- und 0,04 % bei den Wagenradreifen.

Zusammenfassend ist zu sagen, daß die Phosphor- und Schwefelgehalte der gebrochenen Lokomotivradreifen in üblichen Grenzen liegen und praktisch überhaupt nicht als Bruchursache in Frage kommen, während der Phosphorgehalt der Wagenreifen stärker streut und in einigen Fällen schon bedenklich hoch ist. Zum Vergleich sei noch kurz auf die Ergebnisse von Schmelzungsanalysen eines größeren Radreifenwerkes eingegangen, die dem Verfasser dankenswerterweise zur Verfügung gestellt wurden. Die 20 Analyseergebnisse von Lokomotivradreifen, großzahlmäßig ausgewertet, ergaben einen Häufigkeitshöchstwert

⁸⁾ Praktische Großzahlforschung. Berlin 1933. S. 60/63.

des Kohlenstoffgehaltes von 0,60 bis 0,63 %, des Siliziumgehaltes von 0,30 bis 0,33 %, des Mangangehaltes von 0,8 % sowie des Phosphor- und Schwefelgehaltes von je 0,02 %. Diese Werte weichen von denen der gebrochenen Lokomotivradreifen nicht wesentlich ab, auch ist der Verlauf der Häufigkeitskurven ein ganz ähnlicher.

Untersuchungen an gebrochenen Schienen.

Ueber Schienenbrüche und ihre Ursachen ist im Schrifttum schon wiederholt berichtet worden^{9) 10)}. Wenn auch die

Zahlentafel 2. Häufigkeit der Bruchursachen von Schienen. (Insgesamt 1240 Fälle.)

Bruchursache	Zahl der Brüche	Anteil an der Gesamtzahl %	Zahl der Brüche	Anteil an der Gesamtzahl %
I. Im Werkstoff liegende Ursachen			655	52,8
A. Lunker	270	21,7		
A 1a. Senkrechter Kopflunker	105	39		
A 1b. Waagerechter Kopflunker	73	27		
A 2. Steglunker	84	31		
A 3. Ueberwalzung im Steg	8	3		
B. Fußriß	185	14,9		
B 1. Bei üblicher Temperatur	40	21,5		
B 2. In der Kälte (— 10 bis — 40°)	145	78,5		
C. Spannungsrisse	188	15,2		
C 1. Nierenbrüche	126	67,1		
C 2. Stegriß längs	33	17,5		
C 3. Kurzbruch seitlich	9	4,8		
C 4. Kurzbruch quer	20	10,6		
D. Sonstige	12	1,0		
II. Korrosionswirkungen			204	16,5
E. Rostnarben und -gruben	192	94,1		
E 1. Am Loch	150	78,1		
E 2. Am Fuß (auch Abnutzung)	34	17,7		
E 3. Am Steg	8	4,2		
E 4. Schiene insgesamt stark verrostet	12	5,8		
III. Betriebliche Einwirkungen			185	14,9
F. Schleudern der Lokomotive	90	48,7		
G. Schlagverletzung	95	51,3		
IV. Bearbeitungsfehler			72	5,8
H. Häufung von Löchern (davon 12 in Verbindung mit Rostnarben)	45	62,5		
J. Löcher brenngeschnitten	27	37,5		
V. Bruchursache unbekannt			74	6,0
K. Kurzbruch quer (davon 20 in der Kälte)	61	82,4		
L. Stegriß	13	17,6		
L 1. Durch die Löcher	9	70		
L 2. Am Stoßende	4	30		
VI. Sonstige Brucharten (Sonderfälle)			50	4,0

Zahlentafel 3. Verteilung der Bruchursachen bei Weichenschienen. (Insgesamt 120 Fälle.)

Bruchursache	Zahl	Anteil %
M. Beim Biegen gebrochen	77	64,2
M 1: ohne Fehler	69	57,5
M 2: mit Fehlern	8	6,7
N. Herzstückschiene ausgebrochen	21	17,5
davon mit Fehlern	2	1,7
O. Kurzbruch quer von Schweißnaht ¹⁾	22	18,3

¹⁾ Von der angeschweißten Platte aus.

Zahl der gebrochenen Schienen heute nur noch einen sehr geringen Teil der gesamten verlegten Schienen ausmacht, so kann doch immer nur ein Teil von ihnen einer Werkstoff-

⁹⁾ Kühnel, R.: Schienenabnutzung und Schienenbrüche. In: Die Schiene. Düsseldorf 1930. S. 9/14.

¹⁰⁾ Herwig, V.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1129/37.

prüfung unterzogen werden. Nur gelegentlich wurden sämtliche in einem bestimmten Zeitraum gebrochenen Schienen untersucht. Obwohl also die vorliegenden Untersuchungsergebnisse nur einen Ausschnitt sämtlicher im Bereich der Deutschen Reichsbahn eingetretenen Schienenbrüche darstellen, schien ihre großzahlmäßige Auswertung einmal wegen der großen Zahl der untersuchten Schienen (über 1300) und dann wegen der erheblichen zeitlichen Ausdehnung (die Untersuchungen erstrecken sich über 14 Jahre und umfassen Schienen aus den Walzjahren 1870 bis 1939, d. h.

aus einem Zeitraum von 70 Jahren) doch lohnend. Da ferner für die Einsendung der gebrochenen Schienen eine Auswahl nach bestimmten Brucharten und -ursachen, die ja durch die Untersuchung erst eindeutig geklärt werden sollten, nicht maßgebend war, können aus den Ergebnissen der Großzahluntersuchungen ohne wesentliche Abweichungen allgemeingültige Folgerungen für alle gebrochenen Schienen gezogen werden.

Die Bruchursachen von 1240 üblichen Schienen (vorwiegend S 49) und 120 Weichenschienen sind in den Zahlentafeln 2 und 3 zusammengestellt. Bei den ersten können zwei Hauptgruppen unterschieden werden: im Werkstoff liegende Ursachen (Lunker, Fußrisse u. dgl.) und Brüche infolge äußerer Einwirkungen (Korrosion, Betriebseinflüsse u. dgl.). Sie bilden zusammen die Gruppen I bis IV, während die Gruppen V und VI unbekannte und Sonderfälle umfassen.

Von den sehr mannigfaltigen Bruchformen seien einige Beispiele herausgegriffen. Bild 14 zeigt eine Ueberwalzung im Steg, eine verhältnismäßig selten vorkommende Bruchart. Wesentlich häufiger

tritt der in Bild 15 dargestellte Bruch auf. Derartige Fußrisse, die überwiegend bei starker Kälte (bei etwa — 10 bis — 30°) auftreten, gehen von mehr oder weniger lang



Bild 14. Stegbruch an einer Schiene durch Ueberwalzung.

ausgewalzten, nicht verschweißten Randblasen an der Fußsohle aus. Die etwa 1 mm breite Randzone der Fußunterseite in Bild 15 (siehe Pfeil) zeigt eine solche Randblase, die vermutlich schon beim Durchgang der Schiene durch die Rollenrichtmaschine aufgerissen und nachher durch die

Betriebsbeanspruchungen bis zur ganzen Höhe des Fußes weiter gebrochen ist (dunkle Zone). Dieser Anriß bildet dann, besonders unter der Einwirkung starker Kälte, den Anlaß zur Entstehung des Querbruches.

Brüche, die auf Spannungsrisse zurückzuführen sind, treten als sogenannte Nierenbrüche meistens an verschleißfesten Schienen im Kopf auf. Gelegentlich wurden auch



Bild 15. Fußlängsriß in einer Schiene, von Randblase ausgehend, mit anschließendem Querbruch.

schalenförmige Absplitterungen der Kopf flanken beobachtet. Derartige Risse können durch Regelung der Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Walzen, besonders im Temperaturbereich der sekundären Sprödigkeit¹¹⁾, vermieden werden. Zu den Brüchen mit im Werkstoff liegenden Ursachen sei noch als Sonderfall *Bild 16* angeführt. Hier ist eine Herzstückschiene von einer verbrannten Ecke aus (siehe Pfeil) quer durchgebrochen. An dieser Stelle sind schon äußerlich durch das Schmieden im Gesenk verursachte Verbrennungserscheinungen zu beobachten, die bei der Untersuchung des Feingefüges bestätigt wurden.

Als Beispiel für Korrosionswirkungen zeigt *Bild 17* einen Querbruch, der von Rostnarben im Schienenfuß ausgeht, dessen Unterseite außerdem noch durch das Arbeiten an der Schwellenaufgabe geschwächt ist. Die Mehrzahl der Korrosionsbrüche geht jedoch von Rostnarben an den Wandungen der Löcher aus, vor allem bei solchen Schienen, die entweder in Industrieluft oder im Tunnel liegen. Besonders hier bewirken die schwefeldioxydhaltigen Rauchgase der Lokomotiven in Verbindung mit der erhöhten Luftfeuchtigkeit einen verstärkten Korrosionsangriff. *Bild 18* zeigt einen vom Stoßende ausgehenden Bruch, der auf Rostnarben im Steg zurückzuführen ist.

Als Betriebsursachen von Schienenbrüchen sind die Einwirkungen der Lokomotivtreibräder auf den Fahrspiegel beim Anfahren schwerer Züge zu nennen. Dieses sogenannte „Radschleudern“ tritt dann auf, wenn die Reibung zwischen Rad und Schiene beim Anfahren zu gering ist, so daß der Radreifen auf dem Fahrspiegel schleift. Derartige Schleuderstellen liegen überwiegend kurz vor dem Hauptsignal, wo der Zug zum Halten kommt. Es sind Abschieferungen und Abblättern am Schienenkopf, von denen aus sich unter der Einwirkung der üblichen Betriebsbeanspruchungen vielfach Dauerbrüche entwickeln.

Nach H. Schottky und H. Hiltenkamp¹²⁾ führt eine starke örtliche Reibung von Stahlteilen, die Fressen verursacht, auch zur Bindung von Luftstickstoff im Stahl. Von der verquetschten und durch Stickstoffaufnahme versprödeten Oberfläche gehen bei Wechselbeanspruchung Risse aus, die den Ursprung von Dauerbrüchen bilden können. Es ist wahrscheinlich, daß derartige Vorgänge auch bei den Schleuderstellen der Schienen eine Rolle spielen. *Bild 19* zeigt eine solche Schleuderstelle, von der ein Dauerbruch im Schienenkopf ausgegangen ist.

Als Folge des Radschleuderns oder eines Gleitens zu stark gebremster („blockierter“) Räder und der hierbei entwickelten starken Reibungswärme kann der Werkstoff am Laufspiegel der Schiene gehärtet werden. B. Božić¹³⁾ untersuchte Eisenbahnschienen, die nach kurzer Liegezeit in einer Strecke mit großem Gefälle Abschuppungen an der Lauffläche aufwiesen. Die Untersuchung ergab, daß die Abschuppungen auf Martensitbildung infolge starker Erwärmung beim Bremsen des Schienenfahrzeuges und nachfolgender rascher Abkühlung zurückzuführen sind. In derartigen Wärmezonen werden auch vielfach Anrisse beobachtet, wie sie *Bild 20* zeigt. Hier hebt sich die martensitisch-sorbitische Anlaßzone deutlich vom ferritisch-perlitischen Grundgefüge der Schiene ab. Eine ähnliche Erscheinung wurde bereits bei den Radreifen erläutert. Die gewöhnlich senkrecht zur Schienenoberfläche verlaufenden feinen Risse können den Anlaß zur Entwicklung eines Dauerbruches mit anschließendem Querbruch geben.

Aus der Gruppe über sonstige Brucharten zeigt *Bild 21* einen Dauerbruch im Kopf, der von einer ausgeschweißten Schleuderstelle ausgeht. Es ist dies eine neu-



Bild 16. Kurzbruch einer Herzstückschiene mit verbrannter Ecke.

artige Bruchform, deren Ursache entweder darauf zurückzuführen ist, daß die vom Radschleudern herrührenden Anrisse oder Dauerbrüche vor dem Zuschweißen nicht genügend tief ausgekreuzt und somit nicht vollständig entfernt worden sind, oder darauf, daß durch eine unsachgemäße Anwärmung vor dem Auftragschweißen infolge falscher Flammeneinstellung (Sauerstoffüberschuß in der Schweißflamme) Entkohlungen und Risse aufgetreten sind.

¹²⁾ Mitwirkung des Luftstickstoffs beim Pressen aufeinander gleitender Stahlteile und beim Dauerbruch. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 444/46.

¹³⁾ Oertliche Martensitbildung an Schienenlaufflächen. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 745/46.

¹¹⁾ Freeman, J. R., und G. W. Quick: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 1930, S. 225/79; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 892.

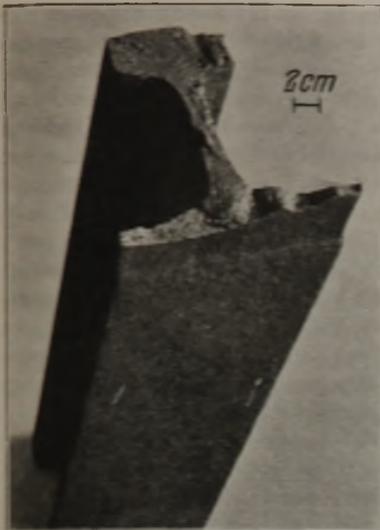


Bild 17.

Querbruch von Korrosionsfurchen, im Schienenfuß ausgehend.

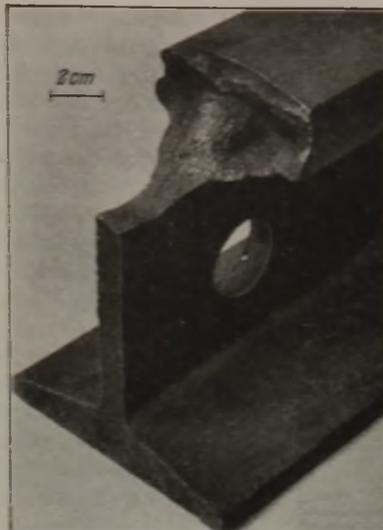


Bild 18.

Schienenbruch am Stoßende mit Rostgruben im Steg.



Bild 19.

Dauerbruch einer Schiene an einer Radschleuderstelle.

Das nierenbruchähnliche Aussehen des Dauerbruches deutet darauf hin, daß bei der Abkühlung nach dem Schweißen feine Bisse entstanden sind, die infolge ihrer Kerbwirkung den Dauerbruch einleiteten. Es ergibt sich hier eine Ähnlichkeit zu den beschriebenen Nierenbrüchen, bei denen die

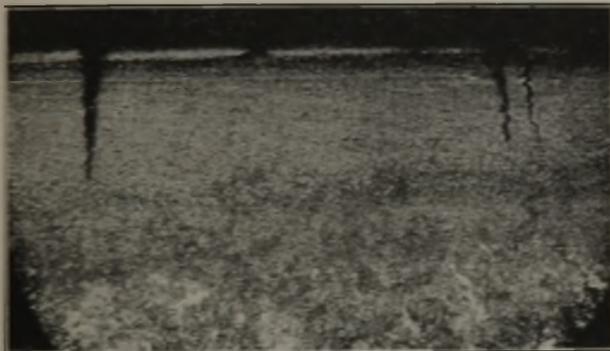


Bild 20. Anrisse in einer sorbitischen Bremszone von Schienen.

Ausgangsrisse während der Abkühlung nach dem Walzen entstehen. Eine ältere Bruchform ist dagegen die in Bild 22 dargestellte. Der Schienenkopf ist längs einer weichen Einlage, die den Anlaß zur Entwicklung von Dauerbrüchen gegeben hat, aufgebrochen. Vermutlich handelt es sich hier um Versuchsausführungen mit dem Gedanken, dem Schienenkopf durch den weichen Eisenkern eine größere Elastizi-

tät zu geben, oder aber um Einschlüsse, die beim Vergießen des Blockes unbeabsichtigt in diesen hineingelangt sind. Endlich gibt noch Bild 23 ein Beispiel für eine bereits beim Biegen gebrochene Weichschiene. In derartigen Fällen verlief die Werkstoffuntersuchung gewöhnlich ergebnislos.

Die Untersuchung der Häufigkeitsverteilung der Bruchursachen von 1240 üblichen Schienen ergab nun nach *Zahlentafel 2*, daß die im Werkstoff liegenden Ursachen etwa die Hälfte (52,8 %) aller Fälle ausmachen. Es folgen dann die Korrosionsbrüche mit 16,5 %. Brüche, die auf betriebliche Einwirkungen oder Bearbeitungsfehler zurückzuführen sind, machen 14,9 und 5,8 %, solche mit unbekannter Ursache 6 % und Sonderfälle verschiedener Art 4 % aus. Bei den im Werkstoff liegenden Bruchursachen steht der Lunker mit rd. 22 % aller Schienenbrüche an der Spitze, wobei der senkrechte Kopflunker stärker vertreten ist als der waagerechte Kopflunker und der Steglunker. Fußrisse kommen mit insgesamt rd. 15 % vor. Hier ist der Anteil der Kältebrüche etwa 3- bis 4mal so groß wie der bei üblicher Temperatur eingetretener Brüche. Von den Spannungsrissen, die ebenfalls rd. 15 % aller Fälle ausmachen, entfällt der Hauptteil auf die Nierenbrüche. Bei den Korrosionsbrüchen überwiegen die von Rostnarben am Loch ausgehenden die übrigen bei weitem, während sich in der Gruppe für betriebliche Einwirkungen die Brüche durch Schleuderstellen und Schlagverletzungen etwa die



Bild 21.

Dauerbruch im Kopf einer Schiene infolge Aufschweißung.



Bild 22. Querrisse in einer Schiene, von einem weichen Kern ausgehend. (Aetzung mit Kupferammonchlorid-Lösung.)

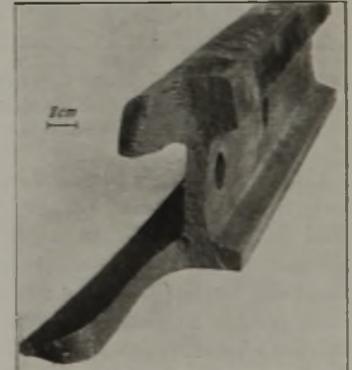
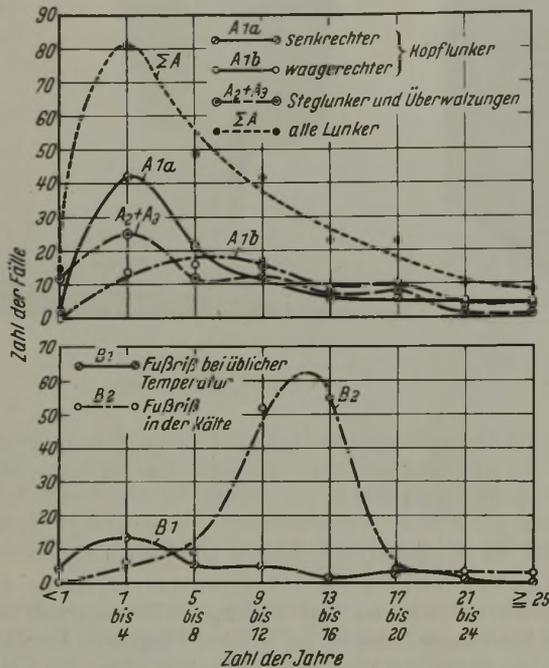


Bild 23.

Beim Biegen gebrochene Weichschiene.

Waage halten. In der Gruppe für Bearbeitungsfehler sind die auf eine Häufung von Löchern zurückzuführenden Brüche stärker vertreten als die durch Brennschneiden verursachten. Bei den Schienen mit unbekannter Bruchursache überwiegt der Querbruch bei weitem den Stegriß, von den ersten ist etwa ein Drittel bei strenger Kälte gebrochen. Von den 120 Weichenschienen sind etwa zwei



Bilder 24 und 25. Zahl der Jahre bis zum Bruch bei Schienen mit Lunkern und Fußrisse.

Drittel schon beim Biegen gebrochen, es sind dies also, im Gegensatz zu allen anderen Brüchen, keine Betriebsbrüche. Bei den ersten wurden in nur etwa 10% der Fälle (8 von 77) Werkstofffehler festgestellt, ebenso wie bei den ausgebrochenen Herzstückspitzen (2 von 21).

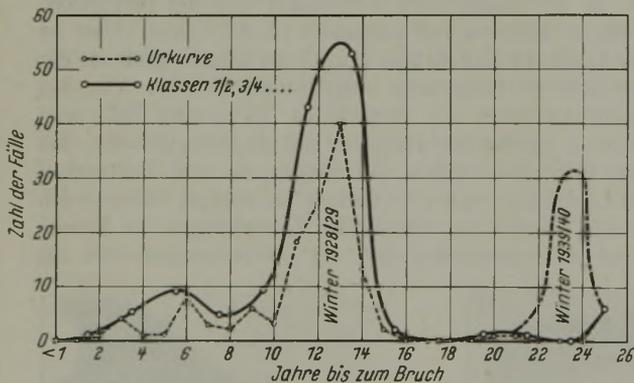
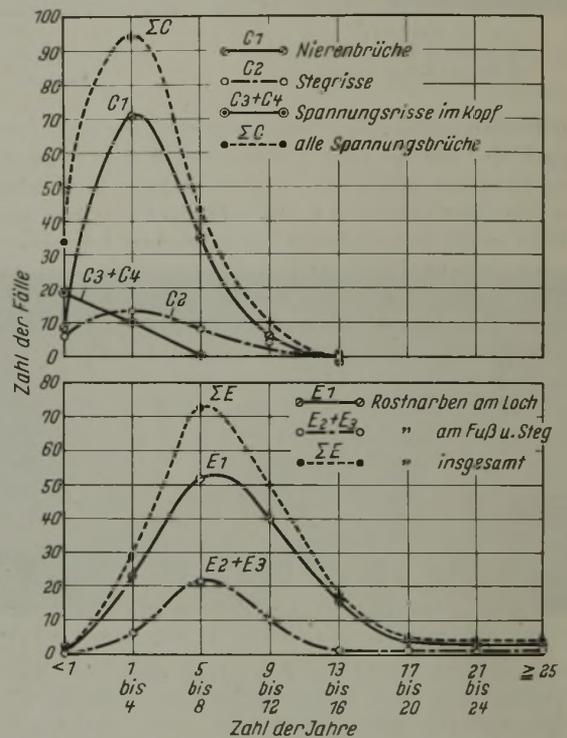


Bild 26. Liegedauer in der Kälte gebrochener Schienen mit Fußrisse (B2).

Die Häufigkeiten für die Liegedauer bis zum Bruch bei Schienen mit Lunkern und Fußrisse gibt Bild 24 wieder. Für sämtliche Lunkerbrüche liegt der Höchstwert der Häufigkeit bei 1 bis 4 Jahren. Bis dahin steigt die Kurve (ΣA) steil an, um dann allmählich bis zu einer größten Liegedauer von 25 Jahren und darüber abzufallen. Ähnlich verlaufen die Kurven für den senkrechten Kopflunker (A1a) und den Steglunker nebst Ueberwalgung (A2 + A3), während der Häufigkeitshöchstwert für die Brüche mit waagerechtem Kopflunker (A1b) nur schwach ausgebildet ist und bei 5 bis 12 Jahren liegt. Die höhere

Lebensdauer dieser Schienen ist auf die für die Beanspruchung günstigere Lage des waagerechten Lunkers zurückzuführen, während ein Schienenkopf mit senkrechtem Spalt durch den Raddruck leicht abgeschert werden kann.

Bei den Schienen mit Fußbrüchen (Bild 25) zeigen die Häufigkeitskurven wesentliche Unterschiede, je nachdem ob der Bruch bei üblicher Temperatur (B1) oder bei strenger Kälte (B2) eingetreten ist. Während die Kurve B1 einen schwach ausgebildeten Höchstwert bei 1 bis 4 Jahren (etwa wie bei den Lunkerbrüchen) aufweist, zeigt B2 einen scharf ausgeprägten Höchstwert bei 9 bis 16 Jahren. Noch deutlicher zeigt dies Bild 26. Die Urkurve für die Kältebrüche weist einen Höchstwert bei 13 Jahren auf. Diese Schienen sind durchweg in dem strengen Winter 1928/29 gebrochen und in den Weltkriegsjahren 1915/18 gewalzt worden. Es hat sich ferner gezeigt, daß diese Schienen überwiegend von einem bestimmten Werk stammen. Schienen mit dem gleichen Walzzeichen sind dann in dem ebenfalls sehr



Bilder 27 und 28. Liegedauer der Schienen mit Spannungsrisse und Rostnarben.

strengen Winter 1939/40, also 11 Jahre später, gebrochen (siehe gestrichelte Kurve, rechts). Diese Schienen haben demnach eine Liegedauer von 23 bis 24 Jahren erreicht. Die beiden strengen Winter stellen gleichsam eine „natürliche Auslese“ der aus den Weltkriegsjahren stammenden Schienen mit Randblasen dar. Der größte Teil von ihnen wurde also nach 13 Jahren ausgeschieden, ein weiterer Teil behauptete sich noch weitere 10 bis 11 Jahre, bis der außergewöhnlich kalte Winter 1939/40 den Anlaß für eine weitere Auslese gab.

Die Liegedauer aller Schienen mit Spannungsrisse (Bild 27, Kurve ΣC) hat einen ausgeprägten Höchstwert bei 1 bis 4 Jahren. Die Häufigkeitskurve für die Nierenbrüche (C1) verläuft ganz ähnlich, während Schienen mit Spannungsrisse im Kopf ohne Nierenbildung (C3 + C4) überwiegend schon in weniger als einem Jahr brechen. Die an sich wenig zahlreichen Schienen mit Spannungsrisse im Steg haben einen schwach ausgebildeten Höchstwert der Häufigkeit bei 1 bis 4 Jahren. Längere Zeit behaupten

sich im allgemeinen die Schienen, die infolge von Korrosionswirkungen zu Bruch gehen, da der Rostangriff naturgemäß nur langsam vor sich geht. Hier liegt nach Bild 28 der Häufigkeitshöchstwert bei 5 bis 8 Jahren (Kurve ΣE), und zwar übereinstimmend bei den Schienen mit Rostnarben am Loch (E 1) und am Fuß und Steg (E 2 + E 3). Die Schienen mit einer Liegezeit von unter 5 Jahren haben überwiegend im Tunnel gelegen.

Nach den Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn¹⁴⁾ sollen gewöhnliche Schienen S 49 eine Mindestzugfestigkeit von 70 kg/mm² (früher 60 kg/mm²) und Weichenschienen eine solche von 80 kg/mm² haben. Verschleißfeste Schienen haben Zugfestigkeiten von etwa 90 bis 130 kg/mm², wobei die Höchstwerte von etwa 110 bis 130 kg/mm² gewöhnlich nur von kopfgehärteten Schienen oder solchen aus Verbundstahl erreicht werden. Es soll nun untersucht werden, ob eine Beziehung zwischen der (aus der Brinellhärte berechneten) Zugfestigkeit und der Bruchursache der Schienen besteht. Die Untersuchung wurde an 977 Schienen für die wichtigsten Brucharten: Lunker, Fußbrüche, Spannungsrisse und Korrosionsbrüche durchgeführt, wobei die übrigen Brüche unter „Sonstige“ zusammengefaßt wurden. Die Ergebnisse enthält Bild 29. Die vorkommenden Zugfestigkeiten wurden in elf Klassen zusammengefaßt und für jede dieser Klassen die verhältnismäßige Häufigkeit sämtlicher Brüche (= 100 %) ermittelt. Aus Bild 29 geht hervor, daß die Lunkerbrüche mit zunehmender Zugfestigkeit stark abnehmen. Während ihr Anteil bei den Schienen mit 60 bis 69 kg/mm² Zugfestigkeit 32,0 bis 23,6 % beträgt, macht er bei den verschleißfesten Schienen mit 90 bis über 105 kg/mm² Zugfestigkeit nur 17,0 bis 1,8 % aus. Die Ursache hierfür liegt darin, daß die Schienen mit einer unter 70 kg/mm² liegenden Zugfestigkeit älterer Herkunft sind, und daß in neuerer Zeit bei den Schienen der Regelfestigkeit infolge verbesserter

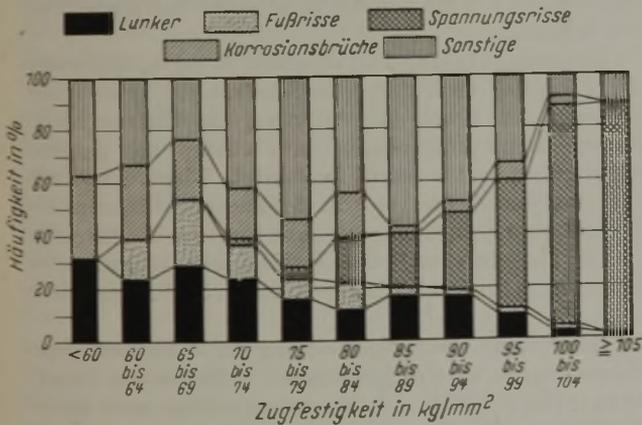
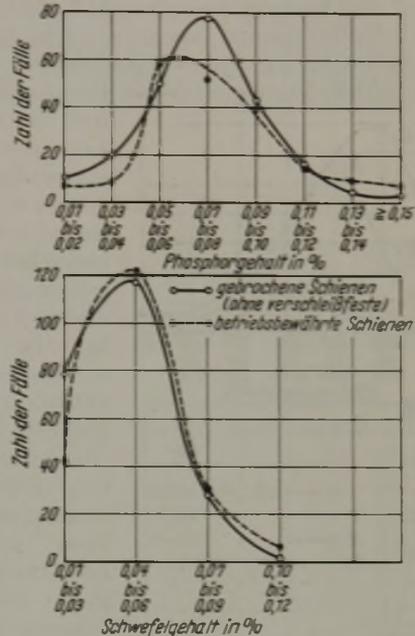


Bild 29. Häufigkeit der Brucharten bei Schienen in Abhängigkeit von ihrer Zugfestigkeit.

Herstellungsverfahren und sorgfältigerer Erzeugung die Zahl der Lunkerschienen zurückgegangen ist. Im verstärkten Maße trifft dies für die verschleißfesten Schienen aus Siemens-Martin-Stahl zu. Während also der Anteil der Lunkerbrüche mit zunehmender Zugfestigkeit der Schienen erheblich zurückgeht, verhält es sich bei den Spannungsrissen gerade umgekehrt. Diese treten erst bei der Festigkeitsklasse 70 bis 74 kg/mm² mit 1,9 % in Erscheinung und nehmen bis zu den Schienen mit 105 kg/mm² und darüber ständig zu (bis 87,3 %). Hierdurch wird die an sich

¹⁴⁾ Technische Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn für Schienen und Zungenschienen. Drucksache 916 16 vom März 1934.

bekannte Tatsache belegt, daß die harten, verschleißfesten Schienen wesentlich stärker zu Spannungsrissen, insbesondere Nierenbrüchen, neigen als die weicheren Schienen. Immerhin ist es bemerkenswert, daß von den gebrochenen Schienen mit 80 bis 89 kg/mm² Zugfestigkeit, die noch nicht zu den verschleißfesten zählen, 17 bis 20 % Spannungsrisse vorkommen. Fußbrüche sind in der Festigkeitsklasse 65 bis 69 kg/mm² mit 25 % am häufigsten vertreten. Hierunter fallen vor allem die näher untersuchten Kältebrüche mit



Bilder 30 und 31. Häufigkeiten des Phosphor- und Schwefelgehaltes gebrochener und betriebsbewährter Schienen.

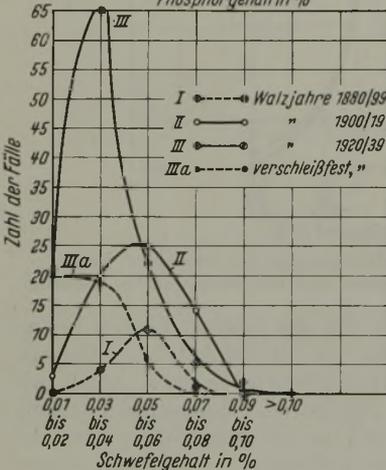
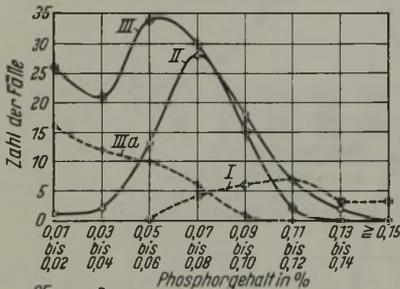
den Walzjahren 1916/17. Bei den Schienen höherer Festigkeit, etwa von 85 kg/mm² an, ist der Anteil der Fußrisse unwesentlich. Die Korrosionsbrüche nehmen ähnlich wie die Lunkerbrüche mit zunehmender Zugfestigkeit ständig ab. Dies dürfte in erster Linie mit dem höheren Alter der weichen Schienen, die der Rostwirkung naturgemäß längere Zeit ausgesetzt waren, zu erklären sein.

Der Phosphor- und Schwefelgehalt ist von insgesamt 271 gebrochenen Schienen bestimmt worden. Da Vollanalysen in zu wenig Fällen vorlagen und da die Kohlenstoff-, Silizium- und Mangangehalte zur Deutung der Schienenbrüche nur wenig beitragen, beschränken sich die folgenden Untersuchungen auf die beiden obengenannten Elemente. Vergleichsweise wurden auch frühere Großzahluntersuchungen des Verfassers⁹⁾ und der Hüttenwerke (Schmelzungsanalysen) mit herangezogen¹⁵⁾.

Die Bilder 30 und 31 geben die Häufigkeitsverteilung für den Phosphor- und Schwefelgehalt der gebrochenen Schienen im Vergleich mit betriebsbewährten Schienen wieder. Es handelt sich bei den letzteren um 200 Schienen aus den Jahren 1888 bis 1923, die mehr oder weniger lange Zeit im Gleis gelegen haben, ohne zu brechen. Bei den gebrochenen Schienen wurden die verschleißfesten nicht berücksichtigt, da sie meist jüngerer Herkunft sind und einen größeren Reinheitsgrad (Siemens-Martin-Stahl) haben als die üblichen Schienen aus Thomasstahl. Nach Bild 30 liegt der Häufigkeitshöchstwert für den Phosphorgehalt der gebrochenen Schienen bei 0,07 bis 0,08 %, und Phosphorgehalte von über 0,10 % kommen in nur geringer Zahl vor

¹⁵⁾ Schneider, W.: Die Qualität des Schienenbaustoffs, eine vergleichende Studie. In: Die Schiene. Düsseldorf 1930. S. 15/19.

(9,2%). Von den Schienen mit einem hohen Phosphorgehalt von 0,10 bis 0,18 % sind nur 9 ohne erkennbare Ursache quer durchgebrochen (Kurzbruch). Der Phosphorgehalt beträgt bei diesen 0,10 bis 0,12 %, liegt also an der unteren Grenze des genannten Bereiches. Die restlichen 29 Schienen sind aus verschiedenen anderen Ursachen (Schleuderstellen, Fußrisse, Rostnarben usw.) gebrochen, so daß ihr höherer Phosphorgehalt von 0,11 bis 0,16 % als Bruchursache nicht herangezogen werden kann. Die Schiene mit dem höchsten Phosphorgehalt von 0,18 % besteht aus Schweißeisen und stammt aus dem Jahre 1870. Nahezu die Hälfte aller gebrochenen Schienen (44,3 %) hat einen verhältnismäßig niedrigen Phosphorgehalt von



Bilder 32 und 33. Phosphor- und Schwefelgehalte gebrochener Schienen in Abhängigkeit von dem Walzjahr.

niedrigen und mittleren Schwefelgehalt von 0,01 bis 0,06 % und nur rd. 10 % einen höheren Gehalt von 0,07 bis 0,10 %. Es sind dies insgesamt 29 Schienen, von denen nur 5 aus unbekannter Ursache quer durchgebrochen sind. Die restlichen Schienen mit höherem Schwefelgehalt sind aus bestimmten anderen Ursachen, unter denen Kältebrüche (Fußrisse) überwiegen, gebrochen. Aus Bild 31 ist ferner zu entnehmen, daß sich die Häufigkeitskurve für den Schwefelgehalt der betriebsbewährten Schienen nahezu vollständig mit der für die gebrochenen Schienen deckt.

In Abhängigkeit von den Walzjahren ergibt sich für die Altersklassen 1880 bis 1899, 1900 bis 1919 und 1920 bis 1939 eine Häufigkeitsverteilung nach den Bildern 32 und 33. Bei den vor 1900 gewalzten Schienen kommen demnach Phosphorgehalte (Bild 32) von unter 0,07 % überhaupt nicht vor, und der schwach ausgeprägte Häufigkeitshöchstwert liegt bei 0,11 bis 0,12 % P (Kurve I). Die Kurve II der Altersklasse 1900 bis 1919 zeigt eine deutliche Verschiebung des Streubereiches und Höchstwertes nach niedrigeren Phosphorgehalten. Der Höchstwert liegt hier bei 0,07 bis 0,08 % und deckt sich mit dem obenerwähnten Höchstwert für alle Schienen. Bei den neueren Schienen

der Walzjahre 1920 bis 1939 ist eine weitere Abnahme des Phosphorgehaltes festzustellen. Der Höchstwert der Häufigkeit liegt hier bei 0,05 bis 0,06 % P, und Schienen mit 0,01 bis 0,04 % P sind verhältnismäßig zahlreicher vertreten als bei der vorgenannten Altersklasse. Hierbei spielt jedoch der Anteil der verschleißfesten Schienen, die gewöhnlich aus Siemens-Martin-Stahl hergestellt werden, eine Rolle. Die Häufigkeitskurve IIIa für den Phosphorgehalt dieser Schienen fällt von ihrem bei 0,01 bis 0,02 % P liegenden Höchstwert ständig ab. Hiermit ist auch die hohe Lage der Kurve III (für alle Schienen der Altersklasse 1920/39) bei 0,01 bis 0,02 % P zu erklären. Der bei 0,05 bis 0,06 % P liegende absolute Höchstwert dieser Kurve wird jedoch durch den Anteil der verschleißfesten Schienen nur wenig beeinflusst.

Für den Schwefelgehalt der gebrochenen Schienen ergibt sich nach Bild 33 ebenfalls eine deutliche Verschiebung des Höchstwertes der Häufigkeit von 0,05 bis 0,06 % S bei den Altersklassen I und II nach 0,03 bis 0,04 % bei den Schienen der Walzjahre 1920/39, auch dann, wenn der Anteil der verschleißfesten Schienen (Kurve III a) von der Gesamtzahl (Kurve III) abgezogen wird. Es sei in diesem Zusammenhang auf die Großzahl-Untersuchungen von W. Schneider¹⁵⁾ verwiesen, der eine größere Anzahl von Analyseergebnissen von Schienenschmelzungen aus den Jahren 1913 und 1928 miteinander verglichen hat. Seine Häufigkeitskurven für den Phosphorgehalt ergaben für das Jahr 1913 Höchstwerte bei etwa 0,06 bis 0,08 % und für 1928 von 0,05 bis 0,06 %. Entsprechend fand er für den Schwefelgehalt der Schienen aus den Jahren 1913 einen bei etwa 0,04 und für 1928 einen bei 0,035 % liegenden Höchstwert. Die Übereinstimmung der Höchstwerte mit denen der gebrochenen Schienen der Altersklassen II und III ist demnach nahezu vollständig, auch sonst zeigen die Häufigkeitskurven einen ganz ähnlichen Verlauf. Dasselbe ergibt ein Vergleich mit den Schwefelgehalten der betriebsbewährten Schienen.

Zusammenfassend ist demnach zu sagen, daß weder der Phosphor- noch der Schwefelgehalt der gebrochenen Schienen den Bruch in nennenswertem Umfang beeinflussen. Die Häufigkeitsverteilung stimmt mit der von nicht gebrochenen, betriebsbewährten Schienen und mit den Analyseergebnissen von Schienenschmelzungen aus der laufenden Fertigung im wesentlichen überein. Allgemein sind die Phosphor- und Schwefelgehalte der Schienen neuerer Fertigung geringer als die der älteren, vor 1920 gewalzten Schienen.

Durch eine Querschnittsätzung mit Kupferammonchlorid wurde an 857 gebrochenen Schienen der Seigerungsgrad ermittelt. Die Bewertung erfolgte nach den in den Bildern 34 bis 37 wiedergegebenen vier Seigerungsstufen. Die Untersuchung der Häufigkeiten ergab, daß ihr Höchstwert bei Seigerungsgrad 1 (schwach) liegt. Von sämtlichen gebrochenen Schienen weisen rd. 80 % gar keine oder eine nur schwache, rd. 12 % eine mittlere und nur 8 % eine starke Entmischung auf. Es ergibt sich demnach, daß auch die Stärke der Seigerung bei den Schienenbrüchen eine nur untergeordnete Rolle spielt. Diese Ergebnisse decken sich mit den obenerwähnten Großzahl-Untersuchungen an betriebsbewährten Schienen⁹⁾ nahezu vollständig, so daß also hinsichtlich des Seigerungsgrades zwischen gebrochenen und nicht gebrochenen Schienen kein Unterschied besteht. Fehler im Feingefüge waren, soweit sie als Bruchursache in Frage kommen, nur in verschwindend geringem Umfange vorhanden, so daß von einer zahlenmäßigen Auswertung abgesehen werden konnte.

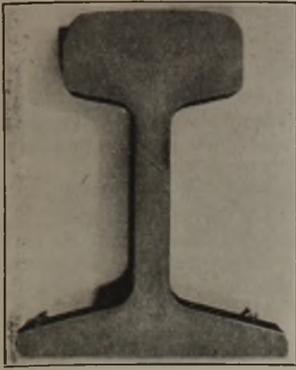


Bild 34
Seigerungsgrad 0 (keine)

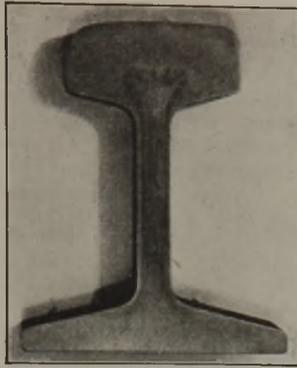


Bild 35
1 (schwach)

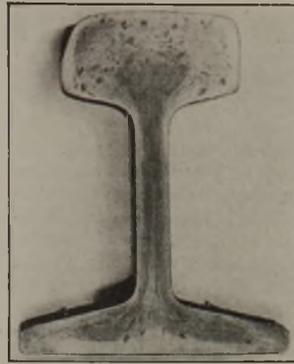


Bild 36
2 (mittel)



Bild 37
3 (stark)

Bilder 34 bis 37. Richtreihe für die Beurteilung der Seigerung von Schienen. (Ätzung mit Kupferammonchlorid-Lösung.)

Zusammenfassung.

Die großzahlmäßige Auswertung der Untersuchungsberichte von 558 gebrochenen Lokomotiv-, Tender- und Wagenradreifen über die Bruchursache, Bruchart und Verteilung hatte folgende Ergebnisse. 1. Die Dauerbrüche stehen bei den härteren Lokomotiv- und Tenderradreifen mit 57 % aller Brucharten an der Spitze, während sie bei den weicheren Wagenradreifen mit rd. 13 % zugunsten der Lunkerbrüche (59,4 %) stark zurücktreten. Die Innendauerbrüche (Spannungsrisse) sind als Einzelbruchart bei den Lokomotivradreifen mit 21,4 % am stärksten vertreten. Die Verteilung der Bruchursachen für die Lokomotivradreifen zeigt bei vier großen Hüttenwerken bemerkenswerte Unterschiede. 2. Die Laufzeit der Lokomotivradreifen bis zum Bruch ist bei solchen mit inneren Fehlern (Lunker, Innendauerbruch) wesentlich kürzer als bei Reifen mit Dauerbrüchen von außen. 3. Untersuchungen über die Umrechnungszahl von Brinellhärte in Zugfestigkeit ergaben, daß bei den Lokomotivradreifen mit 80 bis 92 kg/mm² Zugfestigkeit der Beiwert 0,35 zutreffender ist als der bisher übliche Wert 0,36. Bei der Untersuchung der Beziehung zwischen Zugfestigkeit und Bruchdehnung bei den Lokomotiv- und Wagenradreifen zeigte die Häufigkeitsverteilung für die Bruchdehnungen gebrochener und für die bei der Abnahme geprüfter Lokomotivradreifen keine wesentlichen Unterschiede. In beiden Fällen streuen die Bruchdehnungswerte vorwiegend zwischen 10 und 20 % (L = 5 d). 4. Die chemische Zusammensetzung der gebrochenen Lokomotivradreifen weicht von den Ergebnissen der Schmelzungsanalysen laufender Fertigung nur wenig ab. Die Phosphor- und Schwefelgehalte sind als üblich anzusehen, da die Häufigkeitshöchstwerte bei 0,02 bis 0,04 % liegen, und zwar für den Phosphorgehalt mit 75 % und für den Schwefelgehalt mit 84 % aller Fälle. Die Analysenergebnisse der gebrochenen Wagenradreifen zeigen im allgemeinen größere Streuungen und schwächer ausgebildete Höchstwerte der Häufigkeit. Die Phosphor- und Schwefelgehalte liegen etwas höher als bei den Lokomotivradreifen, was mit den zahlreichen Lunkerbrüchen begründet wird.

Die großzahlmäßige Auswertung der Untersuchungsberichte von 1300 gebrochenen Schienen der Walzjahre 1870 bis 1939, die in den Jahren 1925 bis 1940 untersucht worden sind, ergab folgendes: 1. Etwa die Hälfte aller Schienenbrüche ist auf innere Ursachen zurückzuführen, von denen der Lunker am stärksten vertreten ist. Es folgen dann die Fußbrüche und Spannungsrisse, die zu etwa gleichen Teilen vorkommen. Von den übrigen Bruchursachen sind Korrosionsschäden und betriebliche Einwirkungen mit zu-

sammen rd. 30 % besonders zu nennen. 2. Die Liegedauer der gebrochenen Lunkerschienen streut in der Hauptsache zwischen 1 und 20 Jahren mit einem deutlich ausgeprägten Höchstwert bei 1 bis 4 Jahren. Bei den Schienen mit waagrechttem Kopfunker und den Korrosionsbrüchen liegt der Höchstwert bei 5 bis 8 Jahren. Eine Sonderstellung nehmen die bei strenger Kälte eingetretenen Fußbrüche ein. 3. Zwischen der Zugfestigkeit oder dem Alter der Schienen und der Bruchursache bestehen einige bemerkenswerte Zusammenhänge. So ergibt sich z. B., daß Lunkerbrüche bei den älteren Schienen mit unter 70 kg/mm² Zugfestigkeit verhältnismäßig am stärksten vorkommen und mit zunehmender Zugfestigkeit erheblich abnehmen. Demnach tritt der Lunker bei den neueren Schienen und den mit besonderer Sorgfalt hergestellten verschleißfesten Schienen wesentlich zurück. Umgekehrt verhält es sich mit den Spannungsrisse, die erst bei 80 kg/mm² Zugfestigkeit merkbar in Erscheinung treten und bei den verschleißfesten Schienen ab etwa 100 kg/mm² Zugfestigkeit einen Anteil von 90 % der Bruchursachen ausmachen. 4. Der Phosphor- und Schwefelgehalt der gebrochenen Schienen ist nicht außergewöhnlich hoch und ergibt eine Häufigkeitsverteilung, die mit der von betriebsbewährten Schienen sowie mit den Ergebnissen von Schmelzungsanalysen aus der laufenden Fertigung im wesentlichen übereinstimmt. Die jüngeren Schienen haben einen niedrigeren Phosphor- und Schwefelgehalt als die älteren. Auch der Seigerungsgrad beeinflusst den Bruch der Schienen nicht.

* * *

Zu dem Bericht nahm R. Hohage, Völklingen, wie folgt Stellung:

Es gibt bei Radreifen außer den Brucharten, die Herr Pusch angeführt hat, noch eine andere Art von Brüchen, die glatt durch den Reifen gehen. Großzahluntersuchungen haben ergeben, daß diese Art von Brüchen auftreten erstens in der sehr kalten Jahreszeit und zweitens bei zu geringer Kerbschlagzähigkeit der Reifen. Die Gefügeuntersuchung solcher Reifen hat stets ergeben, daß das Korn ganz besonders grob war, was daher rührte, daß die Walzanfangstemperatur dieser Reifen bedeutend zu hoch gewesen ist. Als die Röchlingschen Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen, im Jahre 1939 die kommissarische Oberleitung der Königshütte übernahmen, konnte hier die gleiche Feststellung gemacht werden. Die Reifen, die den Schlagversuch nicht aushielten, waren viel zu heiß fertiggewalzt, und der Fehler konnte nur abgestellt werden, daß mit der Walzanfangstemperatur um etwa 100° heruntergegangen wurde, was allerdings auf Kosten der Leistung ging. Diese Reifen haben dann den Schlagversuch einwandfrei ausgehalten, und die Gefügeuntersuchung ergab einwandfrei bei richtiger Temperatur fertiggewalzten Stahl.

Umschau.

Der italienische eisenhaltige Meersand, seine Aufbereitung und Verwendung¹⁾.

Bereits Ende des 18. Jahrhunderts waren eisenhaltige Meer-sandablagerungen an den italienischen Küsten bekannt. Im Jahre 1820 wurden solche Vorkommen in der Nähe von Rom besonders erwähnt und später dargelegt, daß sie magnetische Eigenschaften aufweisen. Diese Ablagerungen haben ihren Ursprung in der langsamen, durch atmosphärische Einflüsse erfolgten Zersetzung vulkanischer Gesteine. Das Wasser wäscht die etwa 2 % Magnetit enthaltenden feinen Sande heraus, die von den Flüssen ins Meer gespült werden. Die Wellenbewegungen des Meeres schwemmen sie an die Küste bei gleichzeitiger natürlicher Aufbereitung. Die Anreicherung bewegt sich z. B. in Ladispoli bei Ostia in den Grenzen von 6 bis 10 % und mehr Magnetit bei 45 bis etwa 50 % SiO₂. Sturmflut, Hochwasser der Flüsse und Windströmungen, dann die fortlaufende Aenderung des Küstenprofils und andere Umstände begünstigen auch Unterwasseranhäufungen eisenhaltiger Sande von gleicher Zusammensetzung der Küstensande.

Die italienische Handelsmarine beauftragte im Jahre 1917 einen Sachverständigenausschuß mit der Untersuchung verschiedener Eisensandvorkommen. Die ermittelten verfügbaren Mengen magnetischen Sandes (6 bis 7 % Magnetit) ergaben: 430 000 t Magnetit im Latium, längs der Küste von San Severa bis Torre Fogliano,

165 000 t zwischen Salerno und Agropoli,
30 000 t an der Küste Apuliens bei Barletta,
62 000 t gewinnbaren Magnetits (5 % Magnetit im Sand) in den Unterwasserzonen.

Außerdem wurden auch eisenhaltige Sande an der neapolitanischen Küste in der Nähe der vulkanischen Inseln Ischia und Procida, an der adriatischen Küste in der Nähe der Mündung des Ofanto, in Margherita di Savoia und Manfredonia und geringe Mengen an der Ostküste Siziliens und der Westküste Sardinien gefunden.

Der von der italienischen Regierung eingesetzte Prüfungsausschuß beurteilte aber die Mengen der Eisensande und die Gewinnungsmöglichkeiten hochhaltiger Konzentrate so vorsichtig, daß eine industrielle Ausnutzung nicht vorteilhaft erschien. Wenn auch andere Stellen mit weit größeren Mengen rechneten, so war doch die Angelegenheit vorerst abgetan. Erst in den Jahren 1934 und 1935 prüfte man auf Befehl des Duce die Frage abermals und stellte weitere Forschungen auf größeren Strecken der römischen und adriatischen Küsten an mit wesentlich günstigeren Ergebnissen als vorher.

An der praktischen Ausnutzung der Eisensande arbeitet die italienische Eisenindustrie recht erfolgreich, besonders ist das Aufbereitungsverfahren und das gesteckte Ziel, Roheisen und Stahl herzustellen, der Società per l'Industria e l'Elettricità „Terni“ in Terni sehr bemerkenswert. Die Gesellschaft verfügt über mehrere naßmagnetische Aufbereitungsanlagen der Bauart Humboldt, die an verschiedenen Stellen der Küste in Betrieb sind. Der Bau weiterer Anlagen ist vorgesehen. Man beabsichtigt, noch mehrere Magnetscheider aufzustellen mit einer täglichen Erzeugung von mindestens 600 t hochwertigen Konzentrates (60 bis 62 % Fe) aus eigenen Konzessionsgebieten. Angeblich handelt es sich um 1,1 Mill. t Magnetit aus Sand mit einem höheren Magnetitgehalt als 5 % und um 1,25 Mill. t Magnetit aus Sand unter 5 % Magnetitgehalt.

Beispielsweise reicht das Vorkommen bei Ladispoli 50 m ins Land bei einer Mächtigkeit von etwa 2 m. Die Aufbereitungsanlage umfaßt einen fahrbaren und zwei feststehende naßmagnetische Scheider. Die Rohsande werden von Hand in kippbare Feldbahnwagen verladen und mit Rohlokomotiven zu den Aufbereitungsstellen gefahren.

Die tägliche Erzeugung hochwertiger Konzentrate beträgt in Ladispoli 200 t bei einem Metallausbringen von etwa 95 %. *Zahlentafel 1* zeigt die Zusammensetzung der Konzentrate.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Konzentrate.

1,20 bis 2,98 %	SiO ₂	1,48 bis 2,63 %	MgO	2,20 bis 3,46 %	Ti
2,64 bis 3,00 %	Al ₂ O ₃	3,68 bis 5,22 %	TiO ₂	0,03 bis 0,09 %	S
84,00 bis 86,48 %	Fe ₂ O ₃	0,07 bis 0,41 %	P ₂ O ₅	0,03 bis 0,18 %	P
0,65 bis 0,85 %	MnO	0,16 bis 0,39 %	V ₂ O ₅	0,09 bis 0,22 %	V
0,89 bis 2,08 %	CaO	60,77 bis 62,57 %	Fe		

¹⁾ Siehe auch: Zaffuto, G., C. Buscaglia und F. Fiorelli: Metallurg. ital. 33 (1941) S. 107/12. Coppa-Zuccari, G.: Montan. Rdsch. 34 (1942) S. 232/35 u. 249/53.

Die Konzentrate werden in der im Bau befindlichen Elektro-Roheisenanlage mit drei 15 000-kVA-Niederschachtföfen, Bauart Siemens, verarbeitet werden. Die Gesamt-Roheisen-erzeugung dürfte 300 t/Tag betragen. Der erste Ofen kommt voraussichtlich noch im Jahre 1942 in Betrieb.

Die sandigen Konzentrate werden vor der Verhüttung gesintert. Das Sinterband ist 2 m breit und soll 550 t Sinter/Tag herstellen. Als Brennstoff steht sowohl von Sintern als auch als Reduktionsmittel für die Elektro-roheisenöfen Lignitkoks zur Verfügung. Die Lignitkohle hat im Durchschnitt 30 bis 40 % Feuchtigkeit und 23 bis 30 % Asche im Trocknen, die sehr viel Schwefel und saure Bestandteile enthält, also eine für metallurgische Zwecke schlechte Kohle und ein sich daraus ergebender schlechter Koks.

Für ein kohlenarmes Land wie Italien, wo die Kohlen außerdem zur Herstellung von gutem Hochofenkoks nicht geeignet sind, ist bei billigen Stromkosten die Roheisengewinnung in elektrischen Niederschachtföfen ein durchaus gangbarer Weg²⁾. Nach diesem Verfahren wird sich in Terni ein vanadin- und titanhaltiges Roheisen von vorzüglicher Beschaffenheit herstellen lassen, das je nach der Schlackenführung mit etwa folgender Zusammensetzung anfällt: 3,5 bis 4,6 % C, 0,6 bis 3 % Si, 0,8 bis 1,5 % Mn, etwa 0,1 % P, 0,02 bis 0,04 % S, 0,2 bis 1,5 % Ti.

Das höhersiliziierte Roheisen dürfte zunächst für Gießereizwecke geeignet sein. Sehr wahrscheinlich wird ein Zusatz von 10 bis 20 % in der Gattierung dem Gußeisen ausgezeichnete Eigenschaften auch schon wegen des Vanadin- und Titan-gehaltes verleihen. Ein niedrigersiliziertes Roheisen mit höherem Mangangehalt, der durch Beigabe der in Terni vorhandenen phosphorarmen basischen Siemens-Martin-Schlacken in den Niederschachtföfen zu erreichen wäre, ist als Stahleisen bestens geeignet. Da diese Schlacken hohen Kalküberschuß haben, dürfte Kalkstein oder Kalk entbehrlich sein. Außerdem gibt es noch Möglichkeiten, aus solchen Schlacken Spiegeleisen und Ferromangan herzustellen. Als Vergleich sei das HK.-Sonderroheisen des Hochofenwerks Lübeck, das im Blashochofen unter einer Kalkaluminatschlacke hergestellt wird^{3) 4) 5)}, herangezogen mit folgender Zusammensetzung: 4,5 % C, 0,2 bis 1,5 % Si, 0,5 % Mn, 0,02 bis 0,04 % S, 0,2 bis 1,5 % Ti.

Dieses Roheisen wird von den Eisengießereien für hochwertiges Guß und von den Edelfabrikanten, abgesehen von seinen sonstigen vorteilhaften Eigenschaften, schon wegen des Titangehaltes sehr begehrt und kann als vollständiger Ersatz schwedischen Holzkohlenroheisens gelten. Mit Sicherheit ist anzunehmen, daß sich das in Terni hergestellte Roheisen ähnlich wie das HK.-Sonderroheisen und auch das neuerdings im Trommelofen hergestellte Stürzelberger Roheisen⁶⁾ verhalten wird.

Die Werksleitung beabsichtigt, das Roheisen flüssig über einen Mischer in die Siemens-Martin-Oefen, die mit dem hochwertigen Niederschachtofengas mit etwa 80 bis 82 % CO bei einem unteren Heizwert von 2500 bis 2600 kcal/m³ beheizt werden sollen, einzusetzen und plant außerdem die Aufstellung zweier saurer Konverter, um das phosphorarme Roheisen zu Bessemerstahl zu verblasen. Da dieses auch vanadinhaltig ist, besteht die Möglichkeit, eine vanadinhaltige Schlacke herzustellen, die über den Weg der Anreicherung zu Ferrovanadin weiterverarbeitet werden kann, oder man verwendet diese phosphorarme Schlacke unmittelbar zum Legieren niedrigprozentiger Vanadinstähle im Lichtbogenofen⁷⁾. Da auch das Titan beim Verblasen des Roheisens in die Schlacke geht, so bestehen im gleichen Sinne noch weitere Möglichkeiten zur Gütesteigerung des Stahles unter Zuhilfenahme des Lichtbogenofens. Die Gesamtanlage einschließlich der Lagerungsmöglichkeiten und

²⁾ Kauchtschischwili, M.: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1033/35.

³⁾ Paschke, M., und E. Jung: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 1/8.

⁴⁾ Paschke, M., und E. Jung: Gießerei 18 (1931) S. 777/86.

⁵⁾ Faust, E.: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 361/64 (Hochofenausssch. 180).

⁶⁾ Eulenstein, F., und A. Krus: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 6/12 (Hochofenausssch. 158).

⁷⁾ Harr, A.: Die Gewinnung hochprozentiger Vanadinschlacke im Thomaskonverter und ihre Verwendung im Lichtbogenofen. Dr.-Ing.-Diss. Bergakademie Clausthal 1939. Düsseldorf 1939. Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1145/54 u. 1174/81 (Stahlw.-Aussch. 359).

der Transportwege ist zweckentsprechend entwickelt worden, so daß mit einem hemmungslosen Stofffluß zu rechnen ist.

Diese kurzen Angaben zeigen, daß die italienische Eisenindustrie, besonders die Gesellschaft Terni, in hervorragendem Maße bemüht ist, alle Möglichkeiten zur Herstellung von Roheisen und Stahl in sinnvoller Weise auszunutzen.

Max Paschke.

Biegewechselfestigkeit und Dämpfung von Blechwerkstoffen des Flugzeugbaues.

Im Hinblick auf die Anforderungen der Flugzeugindustrie wurden von R. M. Brick und A. Phillips¹⁾ die Wechselfestigkeit und Werkstoffdämpfung an Proben einer Aluminium-Kupfer-Legierung und aus neun handelsüblichen austenitischen Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni bestimmt. Die Werkstoffe lagen als Bleche mit etwa 0,8 mm Dicke, 355 mm Breite und 510 mm Länge vor; die Proben für Zug- und Wechselversuche wurden parallel, teils auch senkrecht zur Walzrichtung entnommen. Die Abmessungen der bei den Wechselversuchen benutzten Proben, deren Prüfstrecke einem Stab gleichbleibenden Biegemomentes entspricht, gehen aus Bild 1 hervor; die Berechnung der Spannung in der Randfaser erfolgte unter Zugrundelegung der bekannten Formel für fest-freie Biegung:

$$\sigma = \frac{6 \cdot P \cdot l}{b \cdot h^2} \quad (\text{Bild 2}),$$

wobei die Belastung P aus der gemessenen Durchbiegung des freien Stabendes bestimmt wurde (Eichkurve unter ruhender Belastung aufgenommen). Folgende Fehlermöglichkeiten sind bei der Spannungsberechnung oder bei der Deutung der Versuchswerte zu berücksichtigen: Die nicht genaue Erfassung der wirksamen Stablänge (l) und die Veränderung der Durchbiegung des freien Stabendes während der Wechselbeanspruchung durch Aenderung der Stabelastizität infolge der bei den ständigen Verformungswechseln eintretenden Verfestigung und plastischen Verformung oder infolge einer an der Probenoberfläche auftretenden Rißbildung.

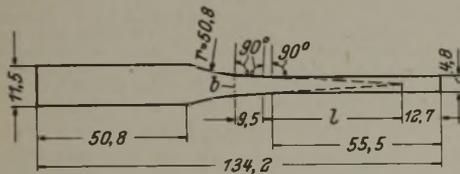


Bild 1. Abmessungen der Proben für die Wechselversuche.

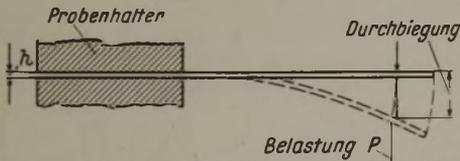


Bild 2. Eichung der Proben bei den Wechselversuchen.

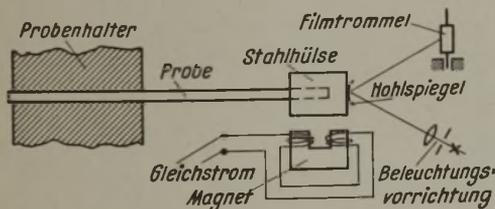


Bild 3. Versuchsanordnung zur Dämpfungsmessung.

Um den Streubereich der Versuchswerte in den Wöhler-Linien für die verschiedenen Blechwerkstoffe zu erfassen, wurde eine Vielprobenmaschine benutzt, wie sie von J. R. Townsend und C. H. Greenall²⁾ entwickelt wurde. Bild 4 läßt den Aufbau dieser Prüfeinrichtung erkennen. Auf den freien Wellenenden eines Motors ist je eine Exzenter- und Schubstangen Vorrichtung angebracht, so daß die Prüfung von jeweils 20 Proben bei zwei verschiedenen Verformungen möglich ist. Je Motorseite werden in den vier Probenhaltern jeweils fünf Proben von vier verschiedenen Werkstoffen eingesetzt und dem Wechselversuch mit gleichbleibender Verformung unterworfen; die Prüffrequenz beträgt etwa 900 U/min. Die Dauerversuche wurden nach dem Wöhler-Verfahren unter Zugrundelegung einer Grenzlastspielzahl von 10 oder 50 Millionen durchgeführt, wobei die

im Wechselversuch erreichten Bruchlastspielzahlen mit Hilfe einer Magnetrelaisanordnung bestimmt wurden.

Die chemische Zusammensetzung, Vorbehandlung und Oberflächenbeschaffenheit sowie die im Zug- und Wechselversuch ermittelten Festigkeitswerte der Versuchswerkstoffe sind in *Zahlentafel 1* zusammengestellt.

Für einige der Versuchswerkstoffe enthält Bild 5 die bei den Wechselversuchen mit etwa 10 bis 40 Einzelproben erhaltenen Spannungs-Lastspielzahl-Schaulinien. Geringe Streuungen in den Versuchswerten, die in den schraffierten Bereichen liegen, weisen die Leichtmetalllegierungen und die Stähle Nr. 3 und 4 auf; bei den übrigen Stählen dagegen umfassen die Versuchswerte einen beträchtlichen Streubereich (Stahl Nr. 1, 2 und 7). Während der Einfluß der Probenlage zur Walzrichtung auf den Verlauf der Wöhler-Linien und auf die Höhe

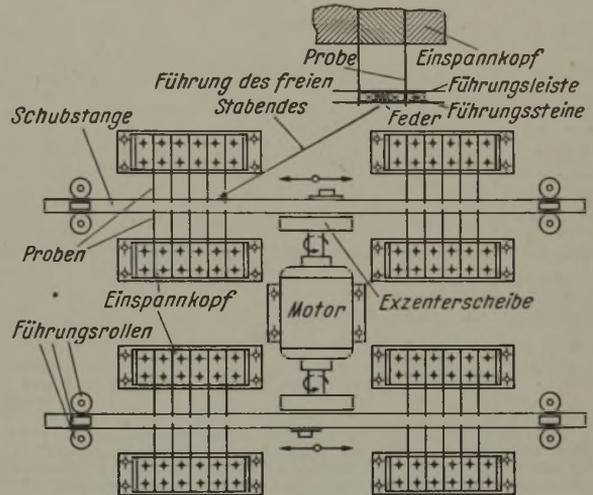


Bild 4. Schematische Darstellung der Vielprobenmaschine für Wechselversuche nach J. R. Townsend und O. H. Greenall.

der Wechselfestigkeit bei den Leichtmetalllegierungen deutlich hervortritt, ist dieser Einfluß bei den untersuchten Stählen infolge der Streuwerte nicht mehr festzustellen. Die Wechselfestigkeit des Duralumins wurde zu rd. 30 % der Zugfestigkeit ermittelt; bei den mit einem Reinaluminiumüberzug versehenen Proben beträgt die Wechselfestigkeit nur etwa 20 % der Zugfestigkeit. Die Ursache hierfür ist darin zu suchen, daß die Wechselfestigkeit der weichen Oberflächenschicht geringer als die des Grundwerkstoffes ist; hierdurch treten bei verhältnismäßig niedrigen Wechselbelastungen Anrisse in der Oberflächenschicht auf, die zu einer Minderung der Dauerhaltbarkeit des Grundwerkstoffes führen.

Durch die an nicht wechselbeanspruchten sowie an unter- und oberhalb der Wechselfestigkeit beanspruchten Leichtmetallproben vorgenommenen Röntgen-Rückstrahlungen wird die bekannte Beobachtung³⁾ bestätigt, daß das Röntgenverfahren die während der Wechselbeanspruchung eintretenden Kristallveränderungen, aber nicht den Beginn des Dauerbruchs anzeigt.

Aus den Ergebnissen der Wechselfestigkeitsbestimmungen an den Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni geht hervor, daß eine Veränderung des Kohlenstoffgehaltes und Kaltwalzgrades oder eine Aushärtung das Verhältnis von Wechselfestigkeit zu Zugfestigkeit (vgl. *Zahlentafel 1*) nur unwesentlich beeinflusst. Wird die Blechoberfläche nach der Endwalzung dagegen rau geschliffen und anschließend poliert, so erreicht das Verhältnis von Wechselfestigkeit zu Zugfestigkeit, das ohne diese Behandlung etwa 30 bis 40 % beträgt, Werte von etwa 60 bis 70 % (vgl. Stahl Nr. 1 und 2 in *Zahlentafel 1*). Ob die Ursache hierfür in dem Auftreten der durch das Schleifen und Polieren bedingten und die Dauerhaltbarkeit günstig beeinflussenden Druckeigen-spannungen liegt, wurde leider durch Röntgenmessungen nicht nachgeprüft.

Zur vollständigen Kennzeichnung der Schwingungseigenschaften von Werkstoffen wird neben der Wechselfestigkeit

³⁾ Möller, H., und M. Hempel: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 15/33 u. 229/38; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 499. Wever, F., M. Hempel und H. Möller: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 315/18 (Werkstoffaussch. 392); Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 29/33 (Werkstoffaussch. 453).

¹⁾ Trans. Amer. Soc. Met. 29 (1941) S. 435/69.

²⁾ Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 29 (1929) II, S. 353/64.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung, Oberflächenzustand und Festigkeitseigenschaften der Versuchswerkstoffe.

Werkstoff	Zusammensetzung in %						Behandlung	Oberflächenzustand ⁴⁾	Probenentnahme ⁵⁾	Streckgrenze kg/mm ²	Zugfestigkeit σ_B kg/mm ²	Bruchdehnung (L = 50,8 mm) %	Rockwell-Härte	Biege-wechsel-festigkeit ⁶⁾ σ_{wb} kg/mm ²	Verhältnis $\frac{\sigma_{wb}}{\sigma_B} \cdot 100$ %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Sonstiges									
Duralumin A	—	n. b. ²⁾	0,6	—	—	4,4 Cu; 1,5 Mg	ausgehärtet	—	L	30,9 ⁶⁾	46,2	20,0	97 R _F	14,0 (12,6)	30
									Q	28,8 ⁶⁾	45,7	18,0	97 R _F	13,0 (11,6)	28
Duralumin A _{II} ¹⁾	—	n. b.	0,6	—	—	4,4 Cu; 1,5 Mg	ausgehärtet	1)	L	30,2 ⁶⁾	45,2	20,0	—	9,1 (7,7)	20
									Q	29,5 ⁶⁾	44,0	17,5	—	8,1 (7,0)	18
Stahl 1	0,08	n. b.	n. b.	18 bis 20	8 bis 10	—	geglüht	b	L	28,1 ⁶⁾	58,6	57,0	80 R _B	35,1 bis 38,7	60 bis 66
									Q	28,1 ⁶⁾	59,1	60,0	80 R _B	25,1 bis 38,7	59 bis 65
Stahl 2	0,08	n. b.	n. b.	18 bis 20	8 bis 10	—	10 % kaltgewalzt	b	L	37,3 ⁶⁾	66,8	47,0	92 R _B	45,6 bis 49,2	70 bis 74
									Q	41,5 ⁶⁾	67,5	45,0	92 R _B	45,6 bis 49,2	69 bis 73
Stahl 3	0,07	0,40	0,40	18,67	8,69	0,011 P; 0,008 S	geglüht	a	L	18,3 ⁷⁾	52,7	64,0	77 R _B	15,5 bis 16,9	29 bis 32
Stahl 4	0,11	0,41	0,57	18,03	8,88	0,022 P; 0,007 S	geglüht	a	L	19,7 ⁷⁾	62,6	65,0	76 R _B	22,5 bis 23,4	36 bis 38
Stahl 5	0,06	0,36	0,43	17,90	8,63	0,012 P; 0,008 S	50 % kaltgewalzt	a	L	66,8 ⁷⁾	111,0	16,0	31 R _C	37,2 bis 40,8	33 bis 37
Stahl 6	0,115	n. b.	n. b.	18 bis 20	8 bis 10	—	50 % kaltgewalzt	c	L	73,8 ⁷⁾	126,0	10,0	40 R _C	49,2 bis 52,0	39 bis 41
Stahl 7	0,06	0,40	0,47	17,36	9,18	0,015 P; 0,010 S; 0,86 Nb	kaltgewalzt und ausgehärtet ³⁾	a	L	87,9 ⁷⁾	136,2	2,5	40 R _C	52,7 bis 56,9	39 bis 42
Stahl 8	0,13	0,27	0,48	18,00	7,49	0,013 P; 0,017 S	50 % kaltgewalzt	a	L	94,9 ⁷⁾	137,0	8,0	41 R _C	44,3 bis 54,9	32 bis 40
									Q	94,9 ⁷⁾	149,7	8,7	41 R _C	44,3 bis 54,9	30 bis 37
Stahl 9	0,065	n. b.	n. b.	17,49	9,13	—	kaltgewalzt und ausgehärtet ³⁾	c	L	123,0 ⁷⁾	170,8	1,5	45 R _C	rd. 68,0	rd. 40 ⁸⁾

1) Auf die Blechoberfläche des Duralumins A wurde Reinaluminium in einer Schichtdicke von etwa 0,04 mm elektrolytisch aufgebracht. — 2) Nicht bestimmt. — 3) Nach dem Kaltwalzen wurde zur Aushärtung eine Sonderwärmebehandlung (1 h bei 455°) vorgenommen. — 4) Der durch die Buchstaben a, b, c gekennzeichnete Oberflächenzustand wurde durch folgende Verarbeitung erreicht: a: warmgewalzt, gegläht, gebeizt, dann kaltgewalzt, gegläht, gebeizt und schließlich blankgewalzt (Endwalzung mit Polierstich); b: wie a), mit anschließendem Raushliff und Polieren; c: wie a), nur ohne Hochglanzpolierung der Walzen bei der Endwalzung. — 5) L = parallel und Q = senkrecht zur Walzrichtung. — 6) Nach Angaben der Lieferwerke. — 7) Spannung für 0,1 % bleibende Dehnung. — 8) Grenzlastspielzahl für Duralumin A und A_{II}: N = 50 × 10⁶, die Klammerwerte geben die wahrscheinliche Wechselfestigkeit (N > 100 × 10⁶) an; für die Stähle mit 18 % Cr und 8 % Ni: N = 10 × 10⁶. — 9) Aus Besprechung der Versuchsergebnisse entnommen, da weder Wöhler-Linie noch Wechselfestigkeit für diesen Stahl angegeben.

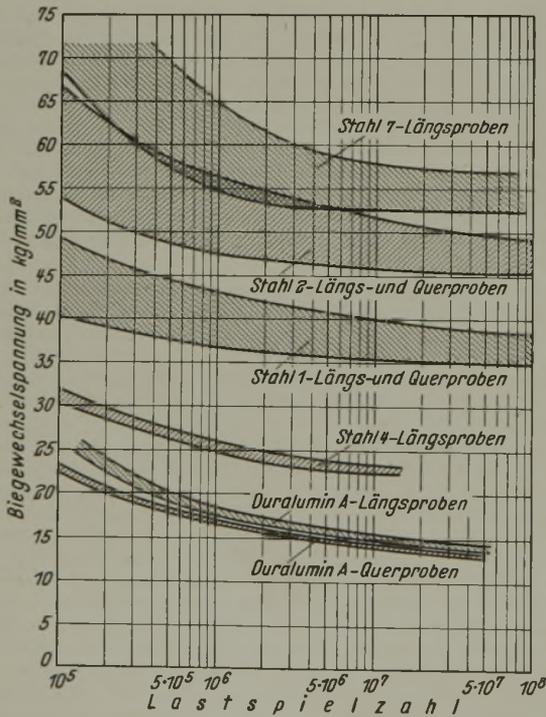


Bild 5. Spannungs-Lastspielzahl-Schaullinien von biegewechselbeanspruchten Blechproben aus austenitischem Stahl und Duralumin.

häufig die Werkstoffdämpfung⁴⁾ bestimmt. Um besonders die beiden gegenläufigen Einflußgrößen Verfestigung und Rißbildung während der Wechselbeanspruchung zu erfassen und zu erfassen, wurden von Brick und Phillips Dämpfungsbestimmungen nach dem Ausschwing- und Hysteresisschleifenverfahren vorgenommen.

4) Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1217/18.

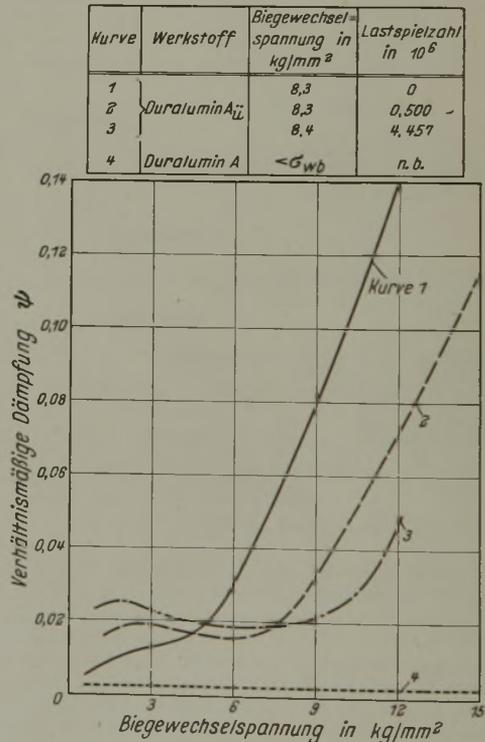


Bild 6. Amplituden- und Zeitabhängigkeit der Dämpfung von Duralumin.

Die aus den Durchbiegungs- und Belastungsmessungen an wechselbeanspruchten Proben ermittelten mechanischen Hysteresisschleifen lassen jedoch lediglich qualitative Aussagen zu. Zur genauen Erfassung der wirklich auftretenden Änderungen sind dagegen Dämpfungs-messungen nach dem Ausschwingverfahren erforderlich. In diesem Fall werden die mit verschiedener Höhe und Dauer in der in Bild 4 dargestellten Prüfmachine

vorbeanspruchten Proben nach dem Ausbau in einen besonderen Probenhalter (Bild 3) eingesetzt; außerdem wird am freien Stabende — mit Rücksicht auf die Prüfung von unmagnetischen Werkstoffen — eine Stahlhülse von 26 g Gewicht befestigt und ein Hohlspiegel aufgekittet. Durch einen mit Gleichstrom gespeisten Magneten wird eine der Wechselbelastung entsprechende Durchbiegung des freien Stabendes erreicht, und nach dem Abschalten des Magnetstroms klingen die Stabschwingungen, die optisch aufgezeichnet werden, frei aus. Aus der Abnahme der Schwingungsausschläge wird das natürliche logarithmische Dekrement ($\ln \delta$) errechnet; die hieraus als dimensionslose Größe berechnete verhältnismäßige Dämpfung⁵⁾ $\psi = 2 \cdot \ln \delta$ wird in Abhängigkeit von der Belastungshöhe, unter Berücksichtigung der Beanspruchungsdauer, schaubildlich aufgetragen.

Als Beispiel sind in den Bildern 6 und 7 die Dämpfungskurven von Leichtmetall- und Stahlproben wiedergegeben. Die Kurven 1 bis 3 in Bild 6 stellen die Dämpfungskurven einer nur wenig oberhalb der Wechselfestigkeit belasteten Probe der Legierung Duralumin A₁₁ dar. Mit wachsender Beanspruchungsdauer tritt bei den höheren Biegewechselspannungen eine Abnahme und bei kleinen Spannungsausschlägen (< 5 kg/mm²) eine Zunahme der Dämpfung ein, wobei sich bei Belastungen von etwa 1 bis 2 kg/mm² ein Höchstwert im Verlauf der Dämpfungskurven ergibt. Die Ursache hierfür ist, wie bereits M. Hempel⁶⁾ in einer früheren Untersuchung nachwies, auf die Ent-

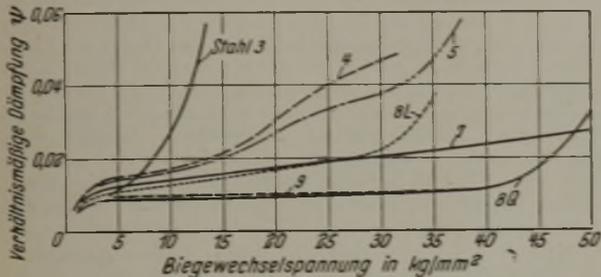


Bild 7. Amplitudenabhängigkeit der Dämpfung verschiedener Chrom-Nickel-Stähle nach Zahlentafel 1. (Die Buchstaben L und Q des Stahles Nr. 8 kennzeichnen die Probenentnahme längs und quer zur Walzrichtung).

stehung von Dauerbruchanrissen und die hierdurch bewirkte Vergrößerung der Dämpfung bei kleinen Verformungen infolge Aneinanderreibens der Bruchränder zurückzuführen. Zum Vergleich ist in Bild 6 noch die Dämpfungskurve einer Probe aus Duralumin A (Kurve 4) eingezeichnet; die geringen Dämpfungswerte dieser Leichtmetalllegierung unterschreiten noch die niedrigsten Werte der in Bild 7 dargestellten Dämpfungskurven der Chrom-Nickel-Stähle.

Aus den Dämpfungsbestimmungen der untersuchten Stähle mit 18 % Cr und 8 % Ni kann folgender Zusammenhang entnommen werden (vgl. Bild 7):

1. Eine Zunahme des Kohlenstoffgehaltes von 0,07 auf 0,11 % führt zu einer beträchtlichen Abnahme der Dämpfung von geglähten Stählen (Stahl Nr. 3 und 4).
2. Durch Anwendung höherer Kaltwalzgrade tritt gleichfalls eine Erniedrigung der Dämpfung ein (Stahl Nr. 5 und 8 L).
3. Die höhere Festigkeit und größere Steifigkeit von Querproben des kaltgewalzten Stahles bewirken eine Abnahme der Dämpfung (Stahl Nr. 8 L und 8 Q).
4. Die Dämpfung des mit Niob legierten niedriggekohnten Stahles (0,06 % C) zeigt mit Ausnahme für hohe Biegewechselspannungen (> 30 kg/mm²) keinen Unterschied gegenüber einem kaltgewalzten Stahl mit 0,13 % C (Stahl Nr. 7 und 8 L).
5. Die Stähle höchster Zugfestigkeit (Stahl Nr. 8 Q und 9) weisen die niedrigsten Dämpfungswerte auf. Sieht man von der unterschiedlichen Zusammensetzung und Vorbehandlung der untersuchten Stähle ab, so lassen die wiedergegebenen Dämpfungskurven ganz allgemein erkennen, daß mit wachsender Zugfestigkeit der Stähle (vgl. Zahlentafel 1) eine Abnahme der Dämpfung eintritt.

In weiteren Dämpfungsuntersuchungen an Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni wurde außerdem der Einfluß von Unter- und Überbelastungen ermittelt; die hierbei aufgetretenen Unterschiede in den Dämpfungswerten sind jedoch verhältnismäßig gering.

Max Hempel.

Die Anwendung der mikrochemischen Analyse in Eisenhüttenlaboratorien.

Die Bedeutung der Mikroanalyse für die Untersuchung von Stahl und Eisen wurde schon verschiedentlich gewürdigt¹⁾. Die Verfasser dieser Veröffentlichungen vertreten im allgemeinen die Ansicht, daß man mikroanalytisch grundsätzlich nur dann arbeiten soll, „wenn das übliche analytische Verfahren wegen zu geringer Materialmenge nicht mehr mit der notwendigen Genauigkeit durchführbar ist, oder wenn es sich bei ausreichender Probenmenge um die genaue Bestimmung eines Bestandteils handelt, der in so geringer Menge im Stahl vorhanden ist, daß bei einer Bestimmung auf üblichem Wege mit unzulässigen großen Analysenschwankungen gerechnet werden muß“.

Die obige Begrenzung des mikroanalytischen Aufgabengebietes ist aber entschieden mangelhaft. Es blieb nämlich unberücksichtigt, daß die Mikroarbeitsweise nicht bloß die Analyse kleiner Probenmengen ermöglicht, sondern daß sie auch den Vorteil hat, zur Lösung der Aufgabe kleine Reagenz mengen zu verbrauchen. Die allgemeine Einführung der Mikroprüfverfahren statt der jetzt gebräuchlichen Makro-Bestimmungsverfahren würde daher eine Ersparnis an verbrauchten Chemikalien bedeuten, und sie würde so die Kosten der chemischen Betriebsüberwachung verringern.

Es beruht auf einem Irrtum, daß die mikroanalytischen Untersuchungen an und für sich immer heikel sind, und daß sie deshalb stets ein äußerstes Maß an Sorgfalt erfordern, oder daß sie meist zeitraubender als die üblichen Makroverfahren sind. Durch entsprechende Wahl der Versuchsverhältnisse, und zwar vor allem durch richtige Größe der Einwaage läßt sich dagegen immer erreichen, daß die Mikroarbeitsweise keine besondere Geschicklichkeit, keine höhere Experimentalkunst benötigt, um verhältnismäßig rasch verlässliche Ergebnisse zu liefern. Zahlreiche Mikrobestimmungen beweisen es schon jetzt, daß sie in jeder Hinsicht zu den üblichen Makroverfahren in Wettbewerb treten.

Es ist natürlich, daß, je kleiner die Einwaage und hiermit je geringer die Menge des zu bestimmenden Stoffes sind, die Schwierigkeiten desto größer werden, die die Analyse bereitet. Die weitere Ersparnis an Reagenzien wird aber bedeutungslos, wenn man die Größe der Einwaage über eine Grenze hinaus verringert. Erfahrungsgemäß sind 100 mg jene Menge des Probeguts, bei welcher die chemische Untersuchung der Stahl- und Eisensorten im allgemeinen noch keine besonderen Schwierigkeiten macht und dabei im Vergleich zu den üblichen Verfahren mit einer Einwaage von Grammengen eine Chemikaliensparnis von etwa 90 % mit sich bringt²⁾. Diese Art der Mikrostahtuntersuchung hat auch den Vorteil, daß es leicht ist, die Durchschnittszusammensetzung des Probeguts zu sichern. Es genügt, wenn man unter Berücksichtigung der allgemein bekannten Regeln der Probenahme Späne herstellt, die durch ein Sieb mit 0,6 mm Maschenweite (Sieb Nr. 10) durchgelassen werden³⁾. Es ist weiter auch vorteilhaft, daß es bei einer Einwaage von 100 mg unnötig ist, mit einer heiklen Mikrowaage zu arbeiten. Eine bessere Analysenwaage mit einer Empfindlichkeit von $\pm 0,1$ mg leistet in den meisten Fällen das Notwendige. Eine Wägegenauigkeit von $\pm 0,01$ mg ist ausnahmsweise nur dann erforderlich, wenn die Probe bezüglich auf den zu bestimmenden Stoff hochlegiert ist, und wenn dabei an die Genauigkeit der Untersuchung eine besondere Forderung gestellt wird. Nur in diesem Falle muß man von einer Halbmikrowaage oder etwa von einer besseren Probierwaage Gebrauch machen.

Es ist richtig, daß die Mikrobestimmungen mit einer Einwaage von etwa 10 mg zu Betriebsanalysen von Eisen- und Stahlproben völlig ungeeignet sind. Es wäre schwer, hierzu verlässliche Durchschnittsproben zu verschaffen; man müßte stets mit einer Mikrowaage die Proben einwiegen, man müßte Geräte verwenden,

¹⁾ Siehe Handbuch für das Eisenhüttenlaboratorium, hrsg. vom Chemikerausschuß VDEh. Bd. 2. Düsseldorf 1941. S. 473. Ferner Benedicks, C., und Treje, R.: Rev. Metall., Mém., 33 (1936) S. 203/08. Klinger, P.: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 65/68 (Chem.-Aussch. 126). Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 1 (1938) S. 33/36. Klinger, P., Koch, W., und Blaschczyk, G.: Angew. Chem. 53 (1940) S. 537/40. Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 3 (1940) S. 255/73.

²⁾ Bei Untersuchung von Stahl und Eisen handelt es sich auch bei einer Einwaage von 100 mg um die Bestimmung von Milligrammengen, und so sind auch diese Analysen zu den Mikroverfahren zu zählen.

³⁾ Unter solchen Umständen besteht die Einwaage mindestens aus 100 bis 200 Spänen. Die Wahrscheinlichkeit ist folglich recht groß, daß die eingewogene Menge dem Durchschnitt der Probe entspricht.

⁵⁾ Föppl, O.: Die Dauerprüfung der Werkstoffe. Berlin 1929. S. 13/19.

⁶⁾ Forschg. Ing.-Wes. 2 (1931) S. 327/34.

deren Handhabung eine besondere Geschicklichkeit notwendig macht usw. Der Gebrauch dieser Zehnmilligrammverfahren ist folglich wirklich nur dort zweckmäßig, wo sie unbedingt erforderlich sind, wenn also z. B. bei einigen metallurgischen Aufgaben nur geringe Mengen des Probedegens zur Verfügung stehen. Eine Ersparnis an Reagenzien sichern aber diese Verfahren im Vergleich zu den Hundertmilligrammverfahren nicht.

Nicht jedes Verfahren der Mikroanalyse ist natürlich für rasche Reihenbestimmung geeignet. Dies bezieht sich vor allem auf die gravimetrischen Verfahren. Die Mikrowaage gehört überhaupt nicht ins Betriebslaboratorium. Um nämlich bei den Wägungen Ergebnisse zu erhalten, die frei von einer Selbsttäuschung sind, sind Versuchsverhältnisse erforderlich, die eine rasche, serienmäßige Arbeit unmöglich machen⁴⁾. Die kolorimetrischen Bestimmungen sind dagegen weitgehend anwendbar. Sie sichern im allgemeinen eine einfache und meistens eine sehr rasche Arbeit. Es wäre aber verfehlt, alle Aufgaben der mikrochemischen Stahluntersuchung nur mit Hilfe der Kolorimetrie lösen zu wollen. Die mittels der gebräuchlichen Spektralphotometer erreichbare Genauigkeit der Konzentrationsbestimmung beträgt im allgemeinen etwa 2 bis 3 %. Man kann zwar theoretisch bei visuellen spektralphotometrischen Messungen im günstigsten Spektralbereich von 560 m μ und bei einer meßtechnisch vorteilhaftesten Extinktion von etwa 1 eine relative Genauigkeit von etwa 0,5 % in der Konzentration erreichen, jedoch sinkt diese nach beiden Seiten des Spektrums beträchtlich ab. Dabei beeinträchtigen auch andere Umstände, z. B. die Ermüdung des Auges usw., die Reproduzierbarkeit der Messungen bedeutend. Die erreichbare Genauigkeit ist mit den gebräuchlichen lichtelektrischen Geräten im allgemeinen nicht günstiger. Die hohe Ablesegenauigkeit der Meßvorrichtung, die scheinbar gute Reproduzierbarkeit der Messungen werden nämlich meistens durch eine Reihe von Fehlerquellen, wie Helligkeitsschwankungen der Lichtquelle, die langsame stetige Abnahme der Glühfadentemperatur, die mangelhaft berücksichtigten Eigenschaften der Photozellen usw. vergeblich⁵⁾. Die begrenzte Genauigkeit der kolorimetrischen Konzentrationsbestimmung spielt

⁴⁾ Gorbach, G.: Mikrochemie 20 (1936) S. 254/336.

⁵⁾ Kortüm, G.: Angew. Chem. 54 (1941) S. 442/47.

natürlich praktisch keine Rolle, wenn die gesuchte prozentuale Menge des Fremdelements klein ist. Enthält aber die Probe von dem zu bestimmenden Bestandteil mehr als 1 bis 2 %, so können die photometrischen Bestimmungen bezüglich der Genauigkeit zu den üblichen Makroverfahren nicht in Wettbewerb treten. Hier kommt zu Hilfe die Mikroanalyse, mit deren Hilfe bekanntlich auch genaueste Bestimmungen durchführbar sind⁶⁾. Die titrimetrischen Verfahren können natürlich auch für Proben mit niedrigerem Legierungsgehalt gut angewendet werden. Es ist von Fall zu Fall zu entscheiden, ob bei einer bestimmten Untersuchung das maßanalytische oder das kolorimetrische Verfahren das zweckmäßigere ist.

Die Mikrobestimmungen sind im allgemeinen grundsätzlich nur verkleinerte Makroverfahren, d. h. die chemischen Vorgänge der Mikro- und der entsprechenden Makrobestimmungen sind meistens gleich. Es sei aber bemerkt, daß man durch Anwendung einfach verkleinerter Makrogeräte Mikroverfahren zweckmäßig nicht ausführen kann. Die Mikroanalyse hat ihre eigene Arbeitsweise. Das Arbeiten mit kleinen Stoffmengen erfordert nämlich eigenartige Geräte und macht dabei die Berücksichtigung von Umständen notwendig, die bei den gewöhnlichen Bestimmungen belanglos sind. Dies hat zur Folge, daß man alle noch nicht erprobten Mikrobestimmungen auf ihre Brauchbarkeit genau untersuchen muß. Nur bei Kenntnis dieses Sachverhaltes ist es möglich, Verfahren auszuarbeiten, die bei einer Einwaage von 100 mg Stahl oder Eisen die wirklich einfache, rasche und sichere Bestimmung der Zusatzmetalle ermöglichen. Nur dem gelingt es, die Mikrochemie richtig in den Dienst der Eisenhüttenlaboratorien zu stellen, der die Eigenart der Mikroarbeitsweise gründlich kennt und so in der Lage ist, von der Fülle der heutzutage bekannten Möglichkeiten die einfachsten und dabei verlässlichsten Arbeitsverfahren auszuwählen. Werden diese Punkte geschickt berücksichtigt, so erhält man Verfahren, die sich in jeder Hinsicht zu laufenden Betriebsanalysen eignen und dabei im Vergleich zu den Makroverfahren eine beträchtliche Ersparnis an verbrauchten Chemikalien sichern.

Josef Mika, Sopron (Ungarn).

⁶⁾ Siehe Mika, J.: Die exakten Methoden der Mikroanalyse. Stuttgart 1939. (Die chemische Analyse, Bd. 42.)

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 48 vom 26. November 1942.)

Kl. 7 a, Gr. 13, B 190 938; Zus. z. Anm. B 181 533. Vorrichtung zum Umführen von Feinblechen und Platinen. Erf.: Robert Feldmann, Hamm (Westf.). Anm.: J. Banning AG., Maschinenfabrik, und Robert Feldmann, Hamm (Westf.).

Kl. 7 b, Gr. 11/80, K 158 378. Vorrichtung zum Ueberführen von Metallblöcken aus der waagerechten in die senkrechte Lage zum Beschicken von stehenden Pressen. Erf.: Dipl.-Ing. Paul Wieghardt, Magdeburg. Anm.: Fried. Krupp Grusonwerk AG., Magdeburg-Buckau.

Kl. 18 a, Gr. 4/01, D 83 987. Hochofen, bei dem der Uebergang des Mauerwerks von der Rast zum Ofenschacht ohne wesentliche Aenderung des Mauerquerschnitts durchgeführt ist. Erf.: Arthur Rein, Bochum, und Gustav Wagner, Angermund (Bez. Düsseldorf). Anm.: Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum, und Demag AG., Duisburg.

Kl. 18 d, Gr. 2/10, N 39 266. Dauermagnet. Philips Patentverwaltung, G. m. b. H., Berlin.

Kl. 18 d, Gr. 2/30, R 111 578. Stahllegierung für bei gewöhnlichen Temperaturen verschleißfeste Gegenstände. Erf.: Dipl.-Ing. Hermann Borttscheller, Völklingen (Saar). Anm.: Röchling'sche Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen (Saar).

Kl. 31 c, Gr. 18/01, D 86 127. Verfahren zur Erhöhung der Lebensdauer von stählernen Schleudergußkokillen. Erf.: Heinrich Burchartz, Gelsenkirchen. Anm.: Deutsche Eisenwerke AG., Mülheim (Ruhr).

Kl. 42 l, Gr. 3/53, T 54 754. Verfahren zur schnellen Bestimmung von Silizium in Roheisen. Erf.: Dr.-Ing. Hubert Kempf, Duisburg-Hamborn. Anm.: August-Thyssen-Hütte AG., Duisburg-Hamborn.

¹⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einspracherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

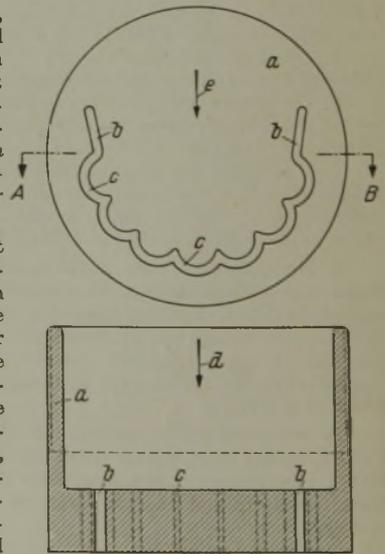
Kl. 49 l, Gr. 12, K 155 173. Auf einer aus Eisen oder einer Eisenlegierung bestehenden Unterlage durch Sintern befestigter ringförmiger Hartmetallkörper. Erf.: Dr. phil. Josef Hinnüber, Essen. Anm.: Fried. Krupp AG., Essen.

Kl. 73, Gr. 5/02, F 86 626. Verfahren zur Herstellung von Fassondrahtseilen. Erf.: Reinhold Baum, Köln-Mülheim. Anm.: Felten & Guilleaume Carlswerk Eisen und Stahl AG., Köln-Mülheim.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 80 b, Gr. 5⁰⁷, Nr. 722 886, vom 8. April 1941; ausgegeben am 23. Juli 1942. Fritz Muthmann in Blumberg (Baden). Vorrichtung zur Herstellung von Schlacken- und Mineralwolle mittels Dampf- oder Preßluftstrahls.

Die Düse a ist mit ihren oberen Schlitzöffnungen b nach außen erweitert und der übrige Teil der Düse (U-förmiger Bogen) in kreisförmige Einzelmulden c unterteilt. Dadurch wird die Oberfläche des hindurchgeführten Dampfstrahls, dessen Einstromrichtung durch Pfeil d angedeutet ist, um ein Mehrfaches vergrößert und die Zerteilung der nach Pfeilrichtung e einfallenden flüssigen Schlacke erheblich verfeinert.



Schnitt A-B

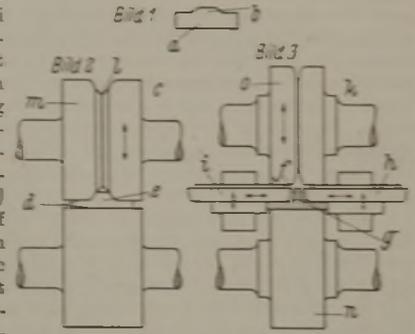
Kl. 40 b, Gr. 2, Nr. 723 621, vom 25. August 1937; ausgegeben am 7. August 1942. Vereinigte Deutsche Metallwerke, AG., in Frankfurt a. M.-Heddernheim. (Erfinder: Dr. Hans Burkhardt in Oberursel, Taunus.) *Verfahren zur Herstellung von Sinterlegierungen.*

Legierungen aus leicht schmelzenden Metallen, wie Blei, Kadmium od. dgl., und hochschmelzenden Metallen, wie Eisen, Kupfer od. dgl., werden durch Vermischen reduzierbarer Verbindungen der Legierungsbestandteile und Versintern der Mischung unter reduzierenden Bedingungen hergestellt; dabei wird bei einer Temperatur oberhalb des Schmelzpunktes der leicht schmelzenden Bestandteile zunächst die Versinterung durchgeführt und danach erst der so gewonnene Sinterkörper, gegebenenfalls bei einer anderen Temperatur, einer Reduktionsbehandlung unterworfen.

Kl. 7 a, Gr. 3, Nr. 723 736, vom 23. Februar 1939; ausgegeben am 10. August 1942. Ilse der Hütte in Peine. (Erfinder: Dr. Erich Cords in Peine.) *Verfahren zum Walzen von breitflanschigen Profilen.*

Von dem auf einer Vorwalze hergestellten Vorprofil a mit einem rohen Stegansatz b zum Anschweißen des Stegbleches

(Bild 1) werden auf einem Zweiwalzengerüst c (Bild 2) zunächst die Breitflächen d ausgewalzt, wobei gleichzeitig der Stegansatz e vorgewalzt wird. Hierauf werden die Seitenflächen f, g des Stegansatzes zwischen den Seitenwalzen h, i des Universalgerüsts k (Bild 3) hochgewalzt, worauf die Breitflächen d im Zweiwalzengerüst c nochmals nachgewalzt werden; hierbei durchläuft der bereits hochgewalzte Stegansatz b frei die Eindrechung l der Oberwalze m, oder er wird dabei leicht gestaucht. Schließlich erhält der Stegansatz zwischen den Waagrechtwalzen n, o des Universalgerüsts einen Polierstich. Die Seitenwalzen h, i werden durch die Oberwalze o gestützt.



Wirtschaftliche Rundschau.

Zur Neuordnung der Eisenbewirtschaftung.

Die Gründe, die zur Neuordnung der Eisenbewirtschaftung geführt haben, sind in einem Vortrag von Präsidenten H. Kehrl vor der Reichsgruppe Industrie am 26. Juli 1942 niedergelegt.

Die Neuordnung der Eisenbewirtschaftung ist durch die Anordnung E I der Reichsstelle für Eisen und Stahl (jetzt: Reichsstelle Eisen und Metalle) vom 13. Juni 1942 mit Inkrafttreten ab 1. Oktober 1942 eingeleitet worden¹⁾.

Das neue Kontingentierungsverfahren bringt gegenüber den bisherigen Bewirtschaftungsmaßnahmen eine Reihe von Änderungen, u. a. die Aufhebung der Bindung des Eisens an einen bestimmten Auftrag; der Auftrag wird nicht mehr nach Bedarfsträgern gekennzeichnet; er ist vielmehr heute anonym, für den Fluß der Arbeit sicherlich ein Vorteil. Ebenfalls ist die Gültigkeitsdauer der erworbenen Eisenbezugsrechte zeitlich nicht begrenzt. Damit entfällt der Grund der stoßweisen Auftragsheringabe, wie sie bei der früheren zeitlichen Bindung beobachtet werden mußte.

Die für die Durchführung des neuen Verfahrens aufgestellten Richtlinien verbürgen eine bessere Ueberwachung des Eisenverbrauchs. Da Eisenscheine ohne Deckung wertlos sind, ist eine Ueberschreitung der Bezugsrechte durch die einzelnen Kontingentsträger nicht mehr möglich.

Die Neuordnung baut auf den Gedanken der Selbstverantwortung auf. Hauptsächlich liegt diese Verantwortung bei den Eisenverbrauchern. Dies geht hervor aus dem § 8 der Anordnung E I, der wie folgt lautet:

Grundsätze der Auftragsannahme/Bestellgrenze.

„(1) Unternehmen, die Eisen- und Stahlmaterial bearbeiten, dürfen

a) nicht mehr Aufträge annehmen, als sie nach ihrem tatsächlichen Leistungsvermögen, unter Berücksichtigung der vorgeschriebenen oder zweckbedingten Lieferzeit fristgemäß ausführen können,

b) nicht mehr und keine anderen Erzeugnisse aus Eisen und Stahl bestellen oder beziehen, als sie zur ordnungsmäßigen und fristgerechten Ausführung der Aufträge und nach ihrem Fertigungsprogramm jeweils unbedingt benötigen,

c) Aufträge nicht vor der Zeit erteilen, die sich nach dem notwendigen Bedarf des Auftraggebers und der tatsächlichen Fertigungszeit des Auftragnehmers bestimmt.

Die Bestimmungen des Abs. 1 gelten sinngemäß auch für den Eisen- und Stahlhandel.“

Dieser § 8 ist mit Recht als das Kernstück der Neuregelung bezeichnet worden. Hier ist eine Auftragsannahme- oder eine Bestellgrenze eingeführt worden, die zu einer Anpassung der Eisenanforderung an den tatsächlichen Bedarf führen und damit eine Ordnung in der Eisenbewirtschaftung zeitigen muß. Hierdurch wird sowohl eine unsinnige Anhäufung der Auftragsbestände als auch das Hamstern von Eisen unterbunden.

Diese Neuregelung ist zweifellos ein großer Fortschritt auf dem Wege der Eisenbewirtschaftung. Ihr sinnvoller Aufbau gibt dem Eisenbezugsrecht wieder den Charakter eines zuverlässigen

Lieferungsversprechens. Der Empfänger weiß, daß er in angemessener Zeit nun auch wirklich mit dem Eisen rechnen kann, und damit tritt eine wesentliche Beruhigung für das Auftragswesen und die Betriebsplanung ein.

Die praktische Durchführung der Anordnung I ist durch verschiedene Durchführungsanordnungen¹⁾ sichergestellt worden. Wie von Werkseite betont wird, spielt sich auch die neue Eisenbewirtschaftungsform verhältnismäßig gut ein. Von geringen Schwierigkeiten kann man absehen, da sie bei jeder Umstellung als natürliche Begleiterscheinung auftauchen. Die Wirtschaftsbehörden sind zudem bemüht, den sich aus der Praxis ergebenden Bedürfnissen durch Zusatzbestimmungen zu entsprechen. Durch die Herausgabe der „Zusammenfassenden Erläuterungen zur Neuordnung der Eisenbewirtschaftung“ (September 1942) durch die Reichsgruppe Industrie wird die Einführung der neuen Kontingentierungsform weitgehend erleichtert. Hier sind neben klaren Begriffsbestimmungen eine Reihe von Beispielen aufgeführt, die den Sachbearbeitern der Werke helfen, sich mit dem Gang der Dinge im einzelnen schnell vertraut zu machen. Außerdem stehen die Wirtschaftsgruppen ihren Werken mit Auskunftserteilung zur Verfügung. Weiter hat beispielsweise die Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie in den Außenbezirken, welche die Entwicklung der Kontingentierung nicht von Anfang an miterlebt haben, innerhalb der Bezirksgruppen Besprechungen mit den Sachbearbeitern der Werke abgehalten, um noch vorhandene Zweifelsfragen zu klären.

Ueber den Verfahrensgang ist folgendes zu sagen:

Nach der Entscheidung der „Zentralen Planung“ werden vom Reichswirtschaftsministerium in der Höhe der Eisen- und Stahlerzeugung Eisenbezugsrechte an die bekannten Kontingentsträger ausgegeben. Rechtzeitig vor Beginn eines Kalenderjahres werden zu diesem Zweck von der „Zentralen Planung“ dem Reichswirtschaftsministerium auf dessen Konto bei der Eisenverrechnungsstelle die in dem kommenden Vierteljahr zur Verfügung stehenden Eisen- und Metallkontingente zugewiesen. Aus diesem Guthaben teilt der Reichswirtschaftsminister nach den Richtlinien der „Zentralen Planung“ den Kontingentsträgern die Bezugsrechte zu. Die Kontingentsträger verfügen über ihr Guthaben durch Eisenschein oder mit Eisenmarken. Die Weitergabe der Eisenbezugsrechte innerhalb der Betriebe der Wirtschaft erfolgt durch Eisenübertragungsschein oder mit Eisenmarken. Die auf Grund des Eisenscheins ausgestellten Eisenübertragungsscheine lauten auf den jeweiligen Empfänger und sind bei Weitergabe der Eisenbezugsrechte jeweils auf den neuen Unterlieferer neu auszustellen. Bei der Eisen schaffenden Industrie laufen die Eisenbezugsrechte aus. Ueberall, wo ein Durchgang von Eisenübertragungsscheinen oder Eisenmarken erfolgt, ist eine Eisenbuchführung einzurichten. Hierzu ist also jeder verpflichtet, der Eisenbezugsrechte einem Zulieferer überträgt.

¹⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 533.

¹⁾ Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 578, 702 u. 807.

Als Neuerung ist noch die Eisenvormerkung zu bezeichnen, zu deren Erteilung nur die öffentlichen Hauptkontingentsträger und ihre Kontingentstellen berechtigt sind. Diese Eisenvormerkungen haben den Zweck, bei großen und laufenden Aufträgen die laufende Versorgung des benötigten Eisens sicherzustellen und im ganzen eine genauere Planung zu ermöglichen. Eisenvormerkungen ergeben allerdings noch kein Eisenbezugsrecht. Sie müssen erst für das betreffende Vierteljahr in Eisenbezugsrechte umgewandelt werden. Die Eisen schaffende Industrie kann Walzwerkserzeugnisse allerdings nur auf Grund von Eisenbezugsrechten buchen.

Die Eisenverrechnungsstelle beim Rüstungskontor in Berlin führt für alle Kontingentsträger und sonstige vom Reichswirtschaftsministerium bestimmten Kontingentstellen ein Konto. Die Konten erhalten bestimmte Nummern.

Der Erstauftragnehmer eines Kontingentsträgers füllt das Formblatt Eisenanforderung aus und gibt dasselbe an den Kontingentsträger. Der Kontingentsträger prüft die Eisenanforderung auf ihre Richtigkeit und gibt das mit Eisenschein bezeichnete Stück an die Eisenverrechnungsstelle weiter. Die Eisenverrechnungsstelle prüft, ob der Eisenschein durch das Guthaben des Kontingentsträgers gedeckt ist, bucht den Eisenschein auf dessen Konto, versieht denselben mit dem Bestätigungsstempel und gibt ihn dann an den Begünstigten, d. h. an den Erstauftragnehmer zurück. Der Erstauftragnehmer verfügt über das Eisenbezugsrecht durch Eisenübertragungsschein oder Eisenmarken. Bestimmten Stellen ist die Verwendung von Eisenmarken vorgeschrieben.

Es unterliegt keinem Zweifel, daß durch dieses Verfahren eine straffe Ueberwachung der Kontingentsausgabe eingeführt wird, die eine Ueberziehung der Kontingente verhindert. Man kann den Eisenschein praktisch als einen bestätigten Bankscheck bezeichnen.

Damit dürften die besonderen Merkmale der Anordnung I in groben Strichen gekennzeichnet sein.

Nach dem Vorhergesagten erscheint es nicht mehr notwendig, zu betonen, daß in der Neuregelung der Eisenbewirtschaftung nicht lediglich eine Anhäufung von neuen Paragraphen gesehen werden darf. Präsident Kehrl betonte in seinem Vortrage: „Es ist wichtig nur der Geist, in dem die Anordnung gemeint und erlassen ist, und die Verantwortung und die Pflicht, die sie für den Betriebsführer mit sich bringt.“

Sinn und Auswirkung des ganzen Verfahrens aber ist die Sicherung eines flüssigen Durchlaufes des Werkstoffes und die größere Beweglichkeit der kriegswichtigen Erzeugung.

Vom belgischen Kohlen- und Eisenmarkt.

Wie immer um diese Jahreszeit, so werden auch jetzt wieder der Versand von Kohle und die Versorgung der Industrie damit durch die Beanspruchung eines großen Teiles des Wagenparks für die Beförderung von Hackfrüchten beeinflußt. In verschiedenen Kohlenbezirken wurde daher die Förderung auf Halde genommen. Die Hausbrandversorgung besserte sich. Die den Verbrauchern zur Verfügung gestellten Mengen für die Monate November und Dezember 1942 sowie Januar 1943 erhöhten sich um 50 kg monatlich für Haushaltungen von 1 bis 4 Personen. Mit Grubenholz konnten einige Zechen infolge starken Versandes aus den belgischen Forsten besser versorgt werden. Die Anwerbung ausländischer Arbeiter nahm ihren Fortgang.

Die zusätzliche Bewilligung von Brennstoffen und das Wiederanblasen verschiedener Hochöfen gab der Eisen schaffenden Industrie die Möglichkeit, die Roheisen- und Stahlerzeugung zu steigern. Das inländische Stahlkontingent wurde für das vierte Vierteljahr 1942 auf 22 400 t monatlich festgesetzt. Im Zusammenhang damit darf auf dieses Kontingent kein neuer Auftrag im Laufe des vierten Vierteljahres angenommen werden, es sei denn, daß es sich um dringende Fälle handelt und ein entsprechender vorher hereingekommener Auftrag gestrichen wird.

Industrielle Kreise sind der Ansicht, daß sich die Marktlage in den nächsten Monaten infolge der Erzeugungssteigerung von Eisen und Stahl bessern wird. Verschiedene Vorschläge wurden gemacht, um die Frage der Erzversorgung zu lösen, wobei vor allem die Verhüttung ärmerer Erze eine Rolle spielte. Im Verlauf des Monats machte sich eine Erhöhung des Inlandkontingents für das vierte Vierteljahr auf 28 000 t monatlich notwendig, um dem unvorhergesehenen Bedarf verschiedener großer Inlandverbraucher gerecht werden zu können. Die im Vergleich zum ersten Halbjahr 1942 vorgenommene Verminderung geht zu Lasten des Versandes; aber in Abweichung von den zuerst getroffenen Maßnahmen steht einigen Verbrauchern das Recht zu, Aufträge für spätere Lieferung hereinzuholen. Eine Sonderverfügung für die Streichung von Aufträgen wurde getroffen. Die Leistungsfähigkeit der Walzwerke soll durch bessere Versorgung mit Brennstoffen und Halbzeug stärker ausgenutzt werden. Der Versand an Fertigerzeugnissen wurde durch die Belastung der Eisenbahnen behindert. Die Beschäftigung ausländischer Arbeiter erfolgte in zufriedenstellendem Umfange.

Vereinsnachrichten.

Eisenhütte Südwest,

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik.

Freitag, den 11. Dezember 1942, 16.30 Uhr, findet im Haus der Technik Westmark, Saarbrücken, Hindenburgstr. 7, eine

Sitzung des Fachausschusses „Maschinenwesen“

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Kreiselpumpen und Pumpenleistung. Berichterstatter: Dr.-Ing. F. Krisam, Frankenthal.
2. Verschiedenes.

Eisenhütte Südost,

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik, Leoben.

Samstag, den 12. Dezember 1942, 17 Uhr, findet im Hörsaal I der Montanistischen Hochschule zu Leoben ein

Vortragsabend

statt, bei dem Dr.-Ing. Robert Příbyl über die autogene Oberflächenhärtung sprechen wird.

Ab 19 Uhr zwanglose kameradschaftliche Zusammenkunft im Grandhotel in Leoben.

Änderungen in der Mitgliederliste.

Hembeck, Erich, Abteilungsleiter der Werkstoffprüfung der Flugmotorenwerke Ostmark G. m. b. H., Wien-Wienerneudorf; Wohnung: Luftwaffensiedlung 6. 41 225
Holz, Otto, Dipl.-Ing., Hüttdirektor i. R., Dresden-Blasewitz, Wägenerstr. 18. 02 019

Latta, Franz, Dr.-Ing., Leiter der Qualitätsstelle der Königs- u. Bismarckhütte AG., Königshütte-Bismarck (Oberschles.), Braunauer Str. 6; Wohnung: Kattowitz (Oberschles.), Höferstraße 6. 30 086

Michalke, Max, Dr.-Ing., Leiter der Patentabt. der Reichswerke AG. für Berg- u. Hüttenbetriebe „Hermann Göring“, Berlin-Halensee, Albrecht-Achilles-Str. 60—64. 31 063

Papperitz, Walter Erwin, Dipl.-Ing., Hüttenverwaltung Westmark G. m. b. H. der Reichswerke „Hermann Göring“, Hayingen (Westm.); Wohnung: Schloßkasino. 23 134

Walter, Karl, Dipl.-Ing., Kreisleiter, M. d. R., Düsseldorf; Wohnung: Düsseldorf-Rath, Dortmunder Str. 13. 29 215

Gestorben:

Bechem, Rudolf, Geschäftsführer, Hagen (Westf.). * 18. 8. 1883, † 18. 6. 1942. 28 011

Bongers, Hermann, Direktor i. R., Honnef (Rhein). * 25. 5. 1872, † 13. 11. 1942. 00 010

Czimatis, Ludwig, Dr. phil., Geh. Regierungsrat, Oberregierungs- u. Obergewerberat a. D., Düsseldorf-Grafenberg. * 26. 1. 1861, † 21. 11. 1942. 94 002

Heine, Adolf, Dipl.-Ing., Düsseldorf-Urdenbach. * 14. 6. 1912, † 18. 10. 1942. 35 204

Henrich, Alfred, Direktor, Essen. * 22. 10. 1875, † 12. 3. 1942. 07 035

Henrich, Josef, Obergeringieur i. R., Linz (Rhein). * 11. 7. 1886, † 23. 11. 1942. 13 037

Hüllmann, Walter, Dr. phil., Dipl.-Ing., Berlin-Wilmersdorf. * 20. 3. 1880, † 18. 9. 1942. 09 030

Müller, Carl, Fabrikant, Ilmenau. * 4. 5. 1877, † 4. 10. 1942. 10 083

Pasquay, Wilhelm, Korvettenkapitän a. D., Essen-Stadtwald. * 20. 10. 1881, † 26. 10. 1942. 38 132