



P. 770/44

L. Anderson

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE
EISENHÜTTENWESEN



HEFT 7

17. FEBRUAR

64. JAHRG.

VERLAG STAHL EISEN M. B. H. DÜSSELDORF



Schiess

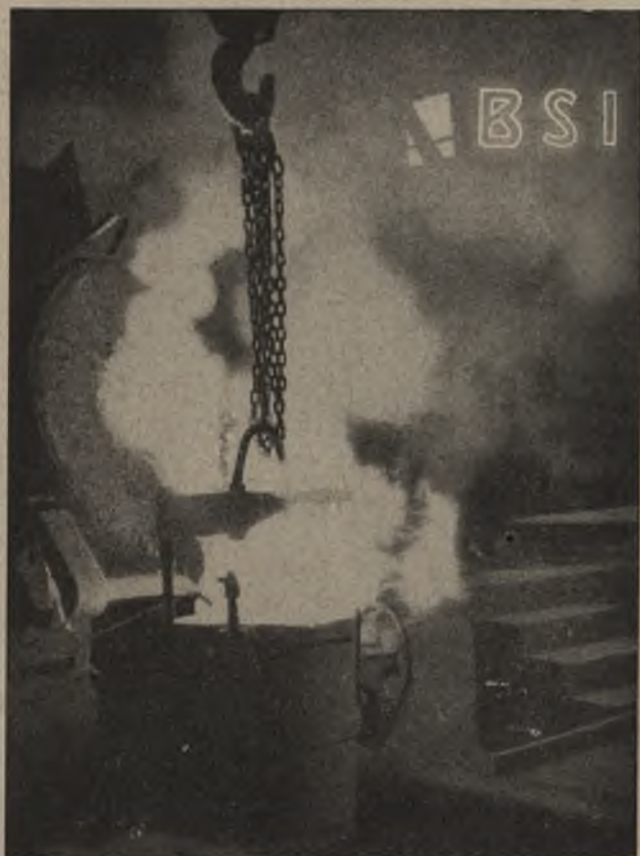
Waagrecht-Bohr- und Fräsmaschinen

MODELL WBF

mit beweglichem Ständer und Schnell-
laufspindel für Spindeldurchmesser
von 150—300 mm und darüber.

Nr. 7003

Schiess·Aktiengesellschaft



Chromguß

hochhitzebeständig „Pyrodur“
hochsäurebeständig „HSB“
rostfrei „Spiegelguß“

Elektro-Stahlguß

legiert und unlegiert

Temperguß

**BERGISCHE
STAHL-INDUSTRIE
REMSCHIED**

BEZUGSQUELLEN - NACHWEIS

Sachverzeichnis zum Anzeigenteil

Dieser Bezugsquellen-Nachweis ermöglicht ein schnelles Auffinden geeigneter Bezugsquellen aller in diesem Heft angebotenen Erzeugnisse. Die Zahlen hinter den Stichwörtern geben an, auf welchen Seiten des Anzeigenteils Bezugsquellen für ein gesuchtes Erzeugnis zu finden sind. Da in jedem Heft, wenigstens teilweise, die anbietenden Firmen wie auch die angebotenen Erzeugnisse wechseln, ist es zweckmäßig, stets in mehreren aufeinanderfolgenden Heften nachzuschlagen.

Aluminium und Aluminiumguß . . . 19	Gasreinigungs- anlagen 6, 20, 24	Mehrkammeröfen 11	Schnellarbeitsstähle, Schnellstähle, Schnelldrehstähle . . . 15, 21
Antriebe 23, 24	Gebälse 21	Meißelstähle 21	Schnittstähle 11, 21
Armaturen 23	Gesenk- und Prägestähle 21	Metalle und Legierungen . . . 19, 23	Schrämlader 10
Aufschweißpressen . . . 27	Getriebe 18	Mischmaschinen und -anlagen 12	Schrämmaschinen 10
Austragebänder 12	Glühöfen . . . 4, 18, 25, 26, U. 4	Mörteldichtungsmittel . . 26	Schüttelrutschen 10
Backenbrecher 7	Granulatoren 7	Mühlen 7	Schutzsalben 25
Banken 28	Granalien 9	Nichtrostende Stähle . . . 15	Schweißdraht und Elektroden . . . 3, 15
Baustähle, legiert und unlegiert . . 15	Graphit 8	Nietmaschinen 22	Schweißmaschinen, elektrische 17
Beizbedarf (Säuren, Sparbeizen) . . 26	Grieß 19	Nitrierstähle 15	Schwingsiebe 7
Bergwerksanlagen und -maschinen 15	Gußeisen 15	Oberbaumaterial 15	Sichtgeräte 9
Blankglühöfen 25	Härteöfen 4, U. 4	Oelbrenner U. 3, U. 4	Silikasteine 8
Blechwalzwerksanlagen und -einrichtungen . . . 5	Härtereizubehör 4	Oelschmierpumpen 25	Siloverschlüsse 12
Blöcke 19	Hartwalzwerke 7	Pfannenstopfen und -ausgüsse 8	Sonderstähle 15
Blocktransportwagen . . . 2	Hebezeuge 15	Phosphatierungs- verfahren 19	Speisepumpen U. 3
Bohr- und Fräswerke . . . U. 2	Heizungs- und Lüftungsanlagen . . 27	Pressen 14, 16, 27	Spills 15
Bohrfette und -öle 24	Hitzebeständiger Guß . . U. 2	Prüfmaschinen und -geräte 22	Spitzendrehbänke 15
Bohrmaschinen U. 2	Hitzebeständige Stähle . . 15	Pumpen aller Art 5, 9, 23, 26, 27, U. 3	Stahl 3, 11, 15, 21
Brecher 7	Hochofenanlagen 16	Radsatzbearbeitungs- maschinen 15	Stahlguß U. 2
Chromguß U. 2	Hohlkörper, Stahl 14	Reinigungsanlagen 4	Stahlwerksanlagen und -einrichtungen . . . 2, 16
Dampfkessel 9	Hüttenwerksanlagen und -einrichtungen . . . 2, 12	Rekuperatoren 20, 26, 27	Stahlwerksöfen U. 4
Dampfkraftanlagen 9	Hydraulische Pressen . . 16	Riffelstähle 21	Stanzwerkzeuge und Stähle hierfür . . . 21
Dampfmaschinen 9	Industrieöfen 4, 11, 18, 20, 25, 26, U. 3, U. 4	Roheisen 3	Steinkohle 3, 20
Desintegratoren 24	Kältemaschinen 9	Roheisenmischer 12	Stoßmaschinen 15
Desoxydationsmittel . . . 19	Kaltwalzwerksanlagen, -einrichtungen und -maschinen 6	Rohre, nahtlose Stahl- . . 14	Talg 24
Döpperstähle 21	Keilriemenantriebe 24	Rohrleitungen 26	Temperatur- regelanlagen U. 3
Drehbänke, alle Bauarten 15	Kohlebürsten 28	Rollenlager 13	Temperguß U. 2
Drehscheiben 15	Kohlenwäschen 12	Rührwerke für Gaserzeuger 6	Transportanlagen 12
Druckluftreinigung 4	Kohlenwertstoffanlagen . 10	Säurefesten Guß 15	Umsteuerungen für Regenerativöfen . . 21
Edelstähle 11, 15, 21	Kokereianlagen und -maschinen 10, 15	Säurefeste Stähle 15	Vergüteöfen 18, U. 3
Eisenbahnmateriale 13	Kolbengebläse 21	Schalt- und Regelanlagen 4	Verladeanlagen 12, 15
Elektroden 3	Kolbenpumpen 5	Schamottesteine 8, 27	Verladebrücken 17
Elektroöfen 25	Kollergänge 7	Schiebebühnen (Eisenbahn) 15	Walzen- bearbeitungsmaschinen 15
Exzenterpressen 14	Kompressoren (Luft und Gas) 9	Schieber für Gase und Flüssigkeiten . . . 25	Walzenbrecher 7
Federherstellungs- maschinen 15	Krane 15, 17	Schieberumsteuerungen . . 21	Walzendrehbänke 15
Ferngasversorgung und -verwendung 22	Kreiselpumpen 5	Schienen 15	Wälzlager (Rollen-, Kugellager) . . 13
Ferrolegierungen 23	Kreiselwäscher 6	Schlichte 27	Walzwerksanlagen und -einrichtungen . . . 5, 16
Fette 24	Kugellager 13	Schmelzöfen U. 3	Walzwerksöfen U. 4
Fettpumpen 25	Kühlanlagen 4	Schmiedemaschinen 24	Wärmeaustauscher 27
Feuerfeste Erzeugnisse 8, 27	Laboratoriumsgeräte und -einrichtungen . . . 26	Schmiedeöfen 26, U. 3, U. 4	Warmfeste Stähle 21
Flüssigkeitsgetriebe . . . 18	Legierte Stähle . . . 11, 15, 21	Schmiedestücke 14	Wärmeföhen 26, U. 3
Förderbandanlagen 10	Lokomotiven (alle Bauarten) 27	Schmierapparate 25	Weichen u. Kreuzungen 15
Fördereinrichtungen und -geräte 17	Magnesit 8	Schmiermittel 24	Werkzeugmaschinen U. 2, 2, 15
Fräsmaschinen U. 2, 15	Magnesitsteine 8	Schneidöle 24	Werkzeugstähle 15, 21
Gasbrenner 20, U. 3, U. 4	Magnetstähle 15		Winden 15
Gaserzeuger 6, 8, 20, 27	Mahlanlagen 7		Zerkleinerungsmaschinen 7
	Matrizenstähle 21		

**BAU VON
STAHLWERKEN
UND
HÜTTENWERKS-
EINRICHTUNGEN**



BLOCKTRANSPORTWAGEN

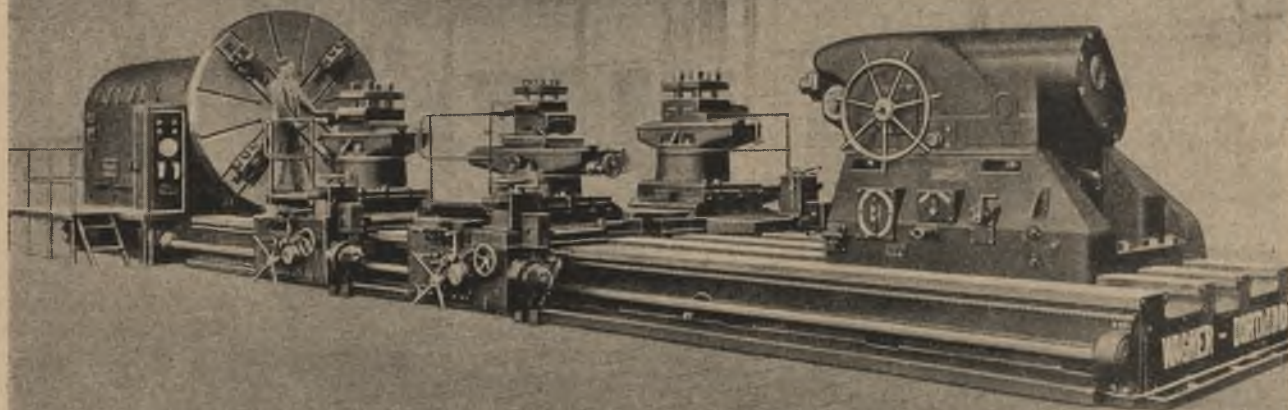
mit elektrisch und von Hand verfahrbaren doppelwandigen Hauben

167

447

BAMAC KÖLN

WAGNER
DORTMUND



WAGNER & CO. · WERKZEUGMASCHINENFABRIK M. B. H. · DORTMUND
FERNSPRECHER: 22445 · DRAHTWORT: WAGNERCO



WOHLE EISEN STAHL

**VEREINIGTE STAHLWERKE
AKTIENGESELLSCHAFT**



Phoenix- Union- SCHWEISSELEKTRODEN

bieten auf Grund langjähriger Erfahrung und ständiger Prüfung durch eigene Forschungsstellen die Gewähr für größte Sicherheit bei höchsten Beanspruchungen.

WESTFÄLISCHE UNION
AKTIENGESELLSCHAFT FÜR EISEN- UND DRAHTINDUSTRIE

Verkauf durch: „UNION“ Rheinisch-Westfälisches Drahtkontor GmbH



Gas-, Öl- und elektrisch beheizte

Durferrit Salzbadöfen und Industrieöfen

für alle Zwecke der Glüh- und Härtetechnik

Ferner:

Abschreck-, Kühl- und Reinigungsanlagen. Selbsttätige Beschickungs-
vorrichtungen. Schalt- u. Regelanlagen. Härtereizubehör. Salzbadtiegel.
Planung und Einrichtung vollständiger Härtereien.

D E G U S S A

ABTEILUNG INDUSTRIEOFENBAU • FRANKFURT AM MAIN

Preßluftreinigung ein Kapitel für sich



und gewiß kein leichtes!

Mancher müht sich redlich ab,
baut eigene Konstruktionen, versucht
dies und jenes, aber... der Erfolg ist
nicht, wie er sein sollte.

Wie anders ist es dagegen bei unserem

HUNDTWEBER-„REKORD“-ABSCHIEDER

DRP. u. Ausl.-Patente

Vollkommene Druckluftreinigung

d. h. eine solche von 100% des Sättigungs-
grades gewährleisten wir durch unser
besonderes Verfahren.

Auf Anforderung senden wir Ihnen unseren
ausführlichen Prospekt Nr. **R 1133**



HUNDT & WEBER G. M. B. H.

590

Maschinenfabrik und Schaltapparatebau

Vertreter: Obering. Reinhard Eps, Duisburg, Zieglerstraße 15 / Fernspr.: Duisburg 31516



PUMPEN

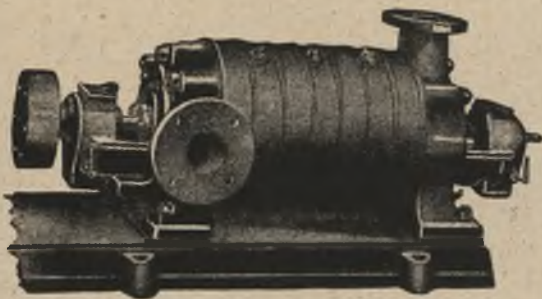
seit Jahrzehnten
bestens bewährt



WEISE & MONSKI, HALLE

seit 1872

KOLBENPUMPEN



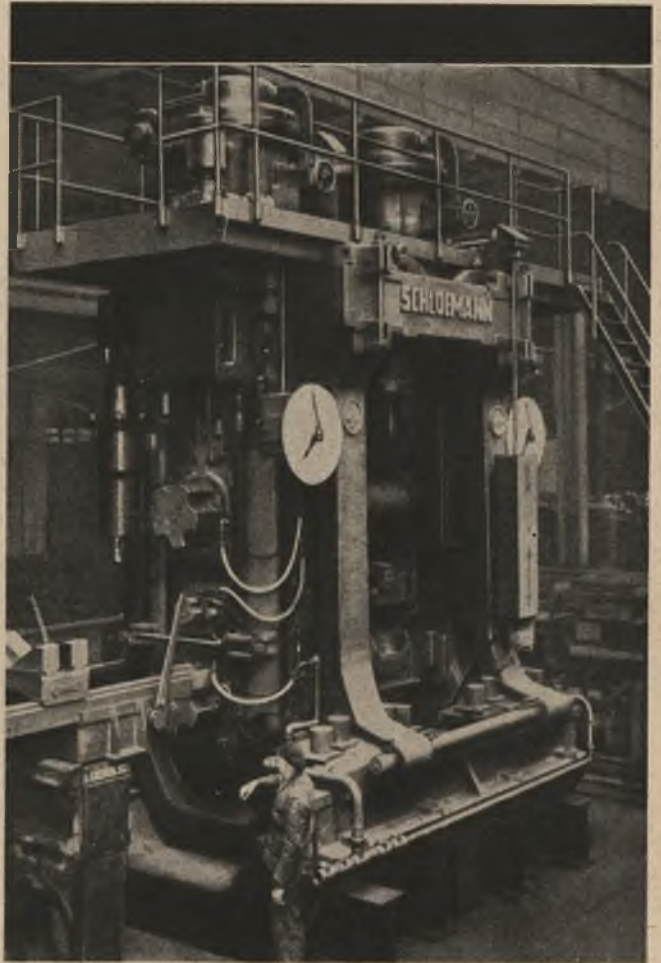
WEISE SÖHNE, HALLE

seit 1903

606

KREISELPUMPEN

Ingenieurbüros in
Aachen · Berlin · Breslau · Chemnitz · Cottbus
Dortmund · Dresden · Düsseldorf · Frankfurt
Hamburg · Hannover · Kattowitz · Mailand
Posen · Stuttgart · Teplitz-Schönau



Dreiwalzen- Vorwalzgerüst für Feibleche

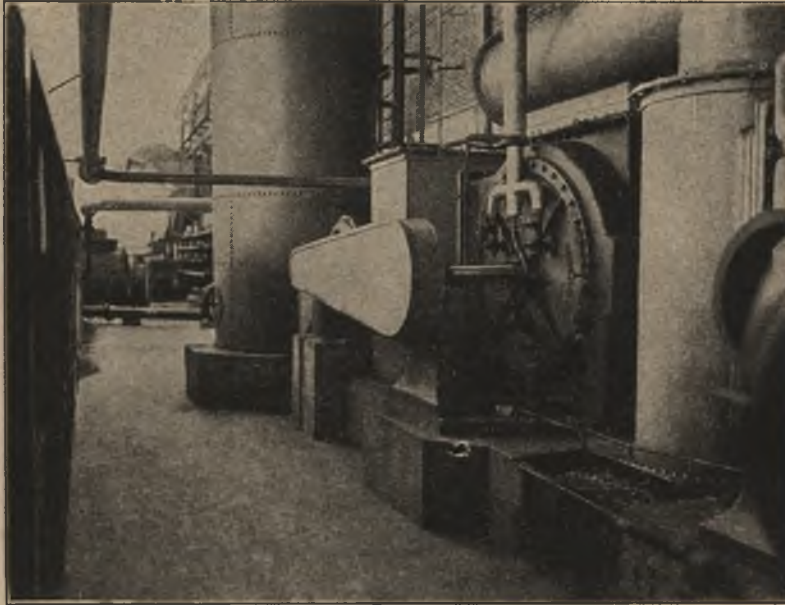
800 550 800 mm Walzendurchmesser
vollautomatisch, mit selbsttätiger
Walzspalteinstellung und Mittel-
walzenbewegung, für Walzen von
1300 bis 1800 mm Ballenlänge.



SCHLOEMANN
AKTIENGESELLSCHAFT · DUSSELDORF

E. WIDEKIND & CO.

DÜSSELDORF



Anlagen zur Entteerung und
Reinigung aller Gasarten.

Kreiselwäscher

eigener bestbewährter Systeme.
Gewinnung von wasserarmem
Teer, auch ohne schmutziges Be-
triebswasser • Höchster Rein-
heitsgrad des Gases.

Phenolwasserbeseitigung

Hilger-Gaserzeuger

für alle Brennstoffe.

Füll- und Rührwerke

zur Leistungssteigerung, auch für
vorhandene Gaserzeuger.

Generatoren

mit Schwelschacht

Rosteinbauten • Explosionsven-
tile, Stochlochverschlüsse.

4979

Wir bauen

NEUZEITLICHE KALTWALZWERKE

für die Stahl- und Metallindustrie

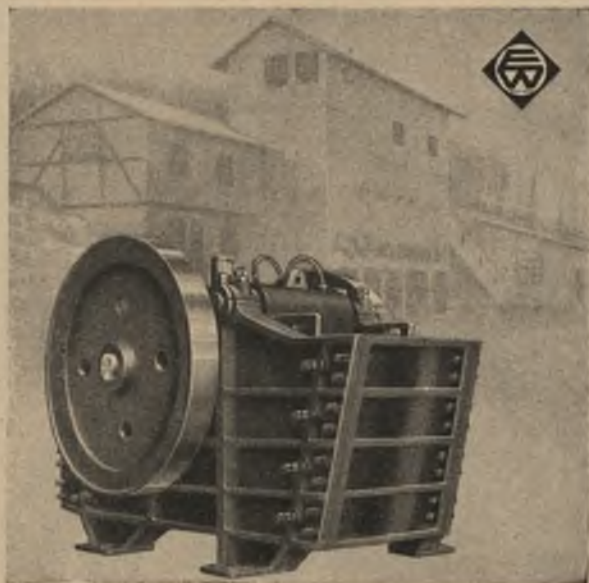
SIEMAG

BÜRO BERLIN W 9, BELLEVUESTRASSE 12 a

KLÖCKNER SONDER-ERZEUGNISSE

bekannt
und
bewährt

W E S E R H Ü T T E



Nr. 397

Backenbrecher für härtestes Brechgut

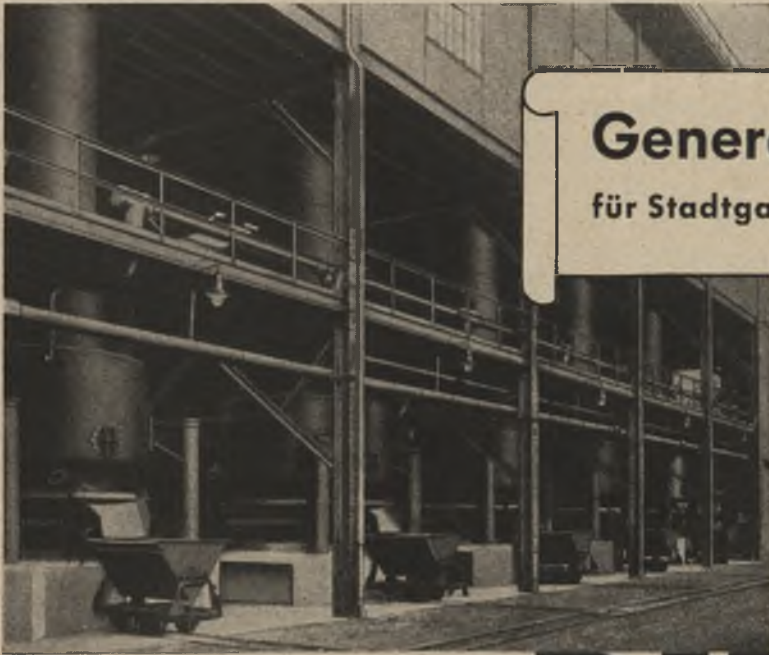
Unser Lieferungsprogramm für Zerkleinerungs-
maschinen umfaßt:

Backenbrecher
Rundbrecher
Fein-Rundbrecher
Fein-Steinbrecher
Granulatoren
Hammerbrecher
Hammermühlen

Kugelmühlen
Hartwalzwerke
Walzenbrecher
Schwingsiebe
Trockenkollergänge
Mischkollergänge mit
heizbarer Mahlbahn

WESERHÜTTE OTTO WOLFF G.M.B.H.

Büro Berlin: Berlin-Wilmersdorf, Pfalzburger Straße 17



Generatorgas-Anlagen für Stadtgaswerke und Industriebetriebe



Generatorenanlage mit Urteergewinnung in einem städtischen Gaswerk

1843 ➤ 100 Jahre ➤ 1943

PINTSCH

JULIUS PINTSCH K. G. / BERLIN



Hochwertige Rohstoffe
und
sorgfältigste Herstellung
gewährleisten

größte Sicherheit

bei Verwendung unserer
Stopfen und Ausgüsse
in unseren Sondermischungen
**aus Schamotte, Grafit
und Magnesit**

SILIKA- UND SCHAMOTTE-FABRIKEN
MARTIN & PAGENSTECHER A.-G.
HAUPTVERWALTUNG KÖLN-MÜLHEIM

*Wirtschaftlicher
arbeiten!*



Arbeitsvorbereitung
(Material-
Bereitstellung)

Der Wirtschaftsaufschwung
der letzten Jahre, insbeson-
dere aber die durch den
Krieg gesteigerten Anfor-
derungen an Ihren Betrieb
zwingen Sie zur Verbes-
serung der Leistungs- und
Wirkungsgrade.



Fertigungskontrolle
mit Termin-
überwachung

Standard

bei Tausenden der fort-
schrittlichen deutschen In-
dustrieunternehmen im Ge-
brauch — ist **anerkannt**
als das System der



Lagerüberwachung
mit Bestands-
kontrolle

**Leistungs-
steigerung!**

Für **Arbeitsvorbereitung**
Fertigungskontrolle
Lagerüberwachung
Einkaufskontrolle
ist Standard das vollkom-
mene Arbeitsgerät.



Einkaufskontrolle
mit Termin-
überwachung

Bitte fordern Sie Prospekt SE 42

Standard Sichtgeräte GmbH.

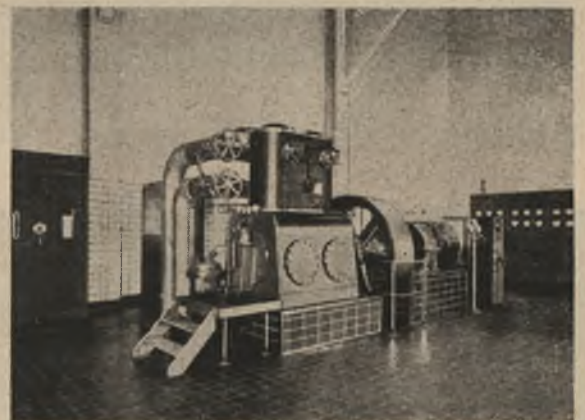
(früher Standard Deutsche Sichtkartei-GmbH.)

Berlin W 8

832

BORSIG- KÄLTEMASCHINEN UND ANLAGEN

FÜR ALLE LEISTUNGEN UND ALLE BETRIEBSVERHÄLTNISSE



**Weitere Borsig-Erzeugnisse:
Vollständige Dampf-Kraft-
anlagen · Kessel · Dampf-
maschinen · Luftverdichter
M a m m u t - P u m p e n**

**BERATUNG UND TECHNISCHE AUSKUNFTE
DURCH UNSER WERK BORSIG BERLIN**



RHEINMETALL-BORSIG
AKTIENGESELLSCHAFT

v 9266



DR. C. OTTO & COMP. GMBH. BOCHUM

AUS UNSEREM ARBEITSGEBIET:

Bau von

KOKEREIEN

Kohlenwertstoffanlagen für Kokereien
und synthetische Treibstoffe, Spalt- und
Polymerisationsanlagen



12603

Die Konzentration aller Kräfte und Einrichtungen auf die
Herstellung weniger Typen macht uns leistungsfähiger!

Wir bauen:



Schrämmaschinen, Schrämlader (Eiserner Bergmann)

Lader für Kammer- und Pfeilerbau

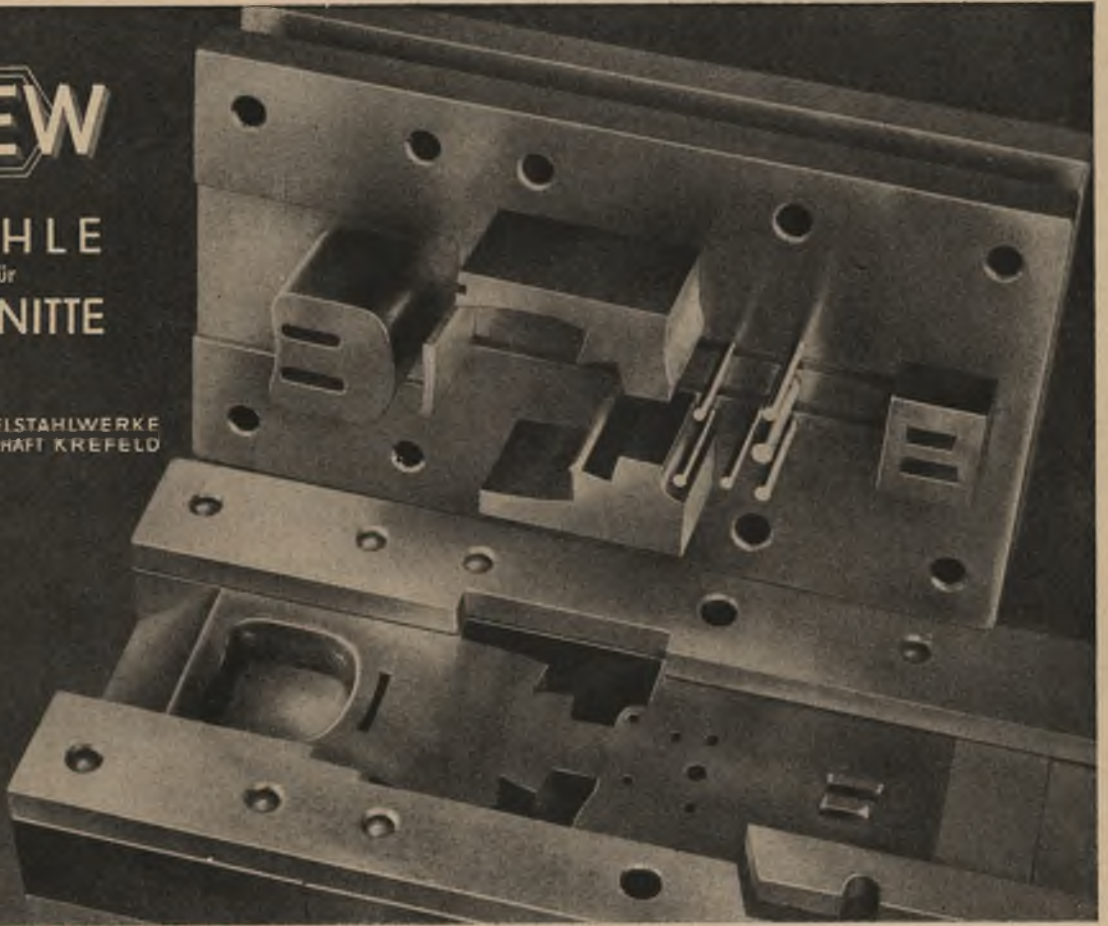
Schüttelrutschen und Förderband-Anlagen

GEBR. **Eickhoff** BOCHUM

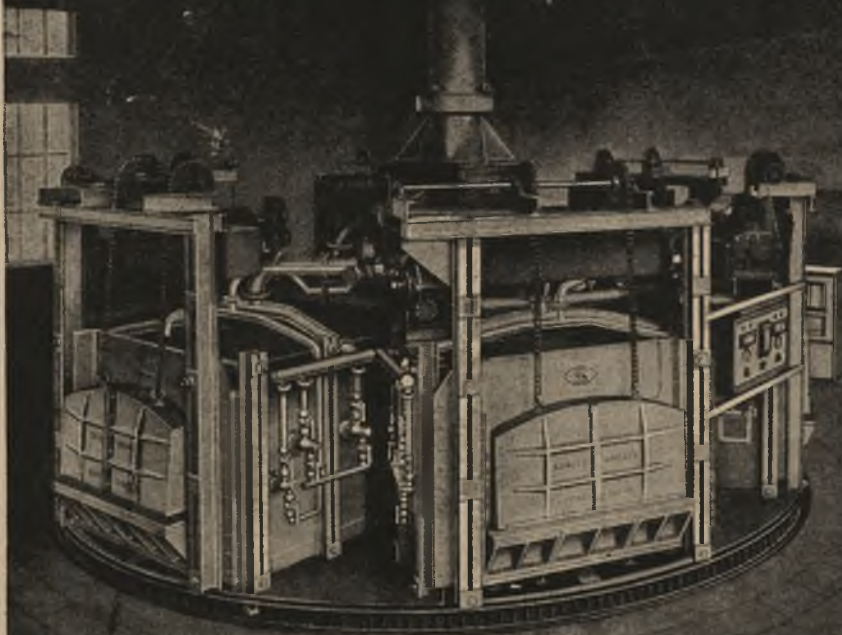
DEW

STÄHLE
für
SCHNITTE

DEUTSCHE EISENSTÄHLWERKE
AKTIENGESELLSCHAFT KREFELD



Drehbarer Mehrkammer-Ofen



Ofen



Presse



Anlage

zum Wärmen von Stahl-
blöcken für Hohlkörper
oder Rohre

D. R. P.

Drehbarer
Sechskammer-Ofen

mit elektrisch gesteuertem
Antrieb und Druckknopf-
steuerung der Türbetätigung.
Vollständig gleichmäßige
Durchwärmung des Block-
materials bis 1300° C auch
im Blockquerschnitt gewähr-
leistet.



STAHL & DROSTE INDUSTRIE-OFENBAU **DÜSSELDORF**



**GESELLSCHAFT FÜR FÖRDERANLAGEN
ERNST HECKEL M. B. H.
SAARBRÜCKEN**

baut für den Hüttenbetrieb:

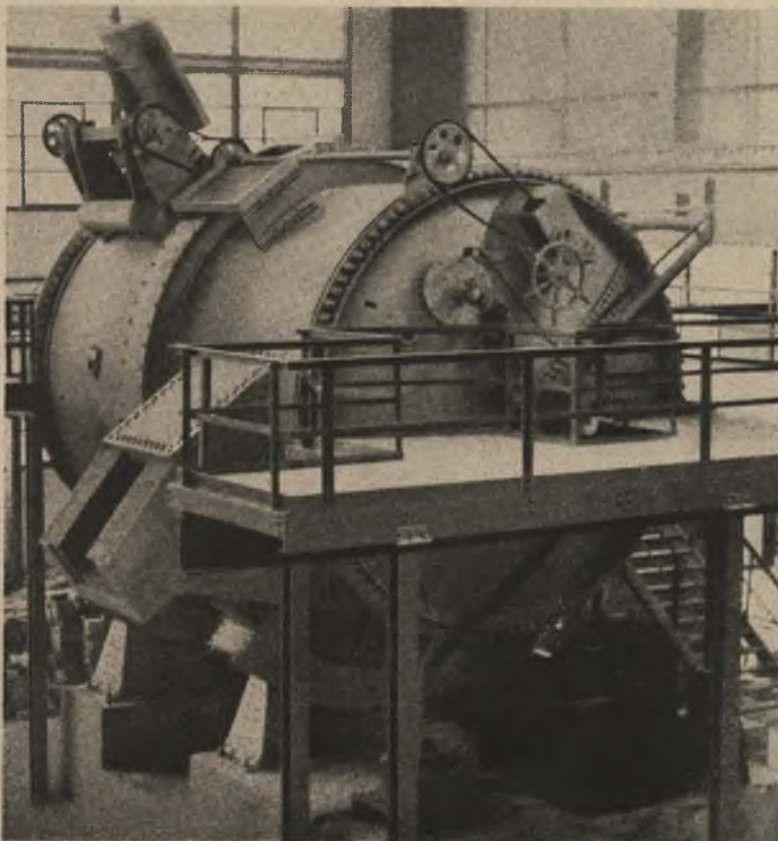
Transport- und Verladeanlagen aller Art

Siloverschlüsse / Austragebänder

Kohlenmischanlagen

Kokskohlenwäschen

785



HÜTTENWERKSBAU

Gesamtanlagen
Einzeleinrichtungen
für die Roheisen- und
Stahlerzeugung

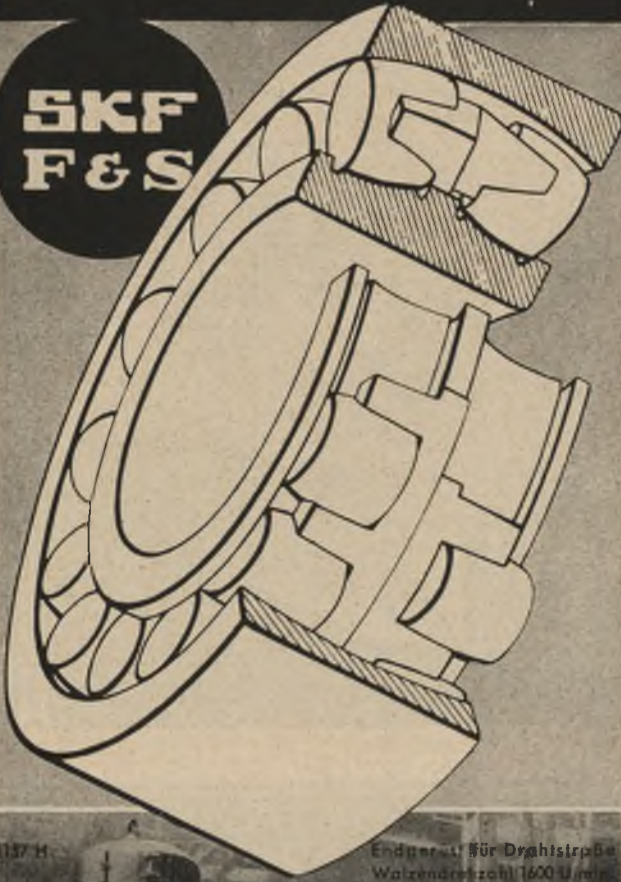
200-t-Roheisenmischer
für ein Siemens-Martin-
Stahlwerk im Ausland

GHH

**GUTEHOFFNUNGSHÜTTE
OBERHAUSEN - RHL D.**

Wälzlager in Walzwerken

**SKF
F&S**



1137 H

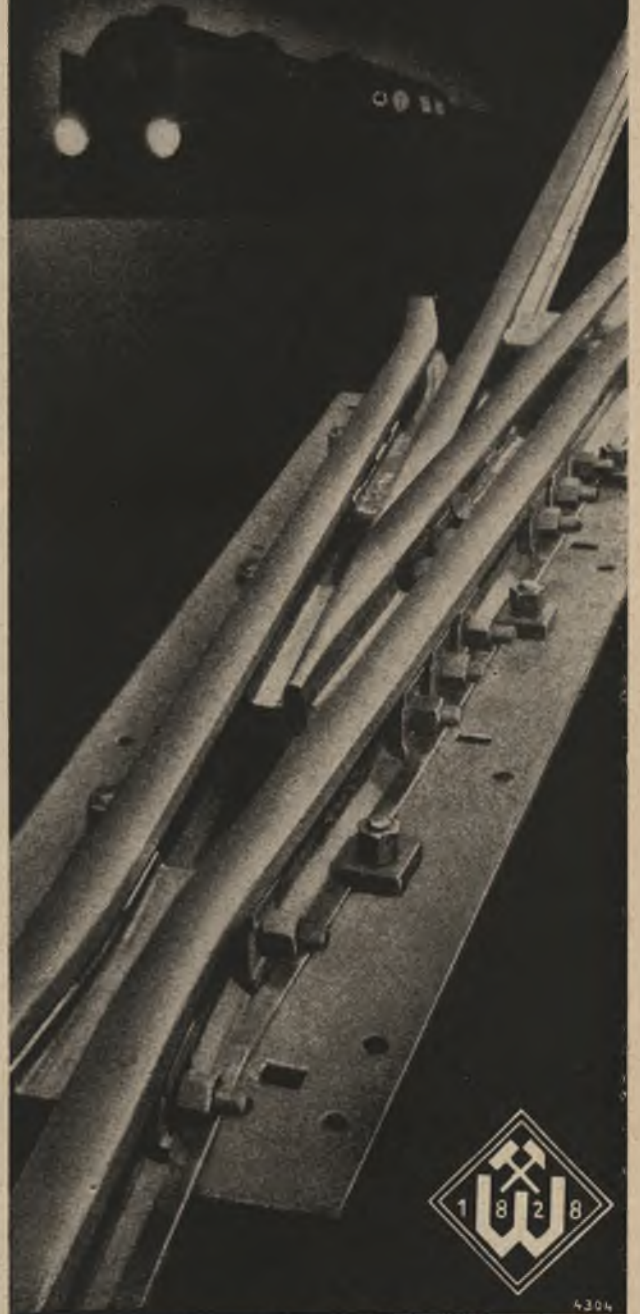
Endgerät für Drahtstraße
Walzendrehzahl 1600 U/min



**VEREINIGTE
KUGELLAGERFABRIKEN
AKTIENGESELLSCHAFT**

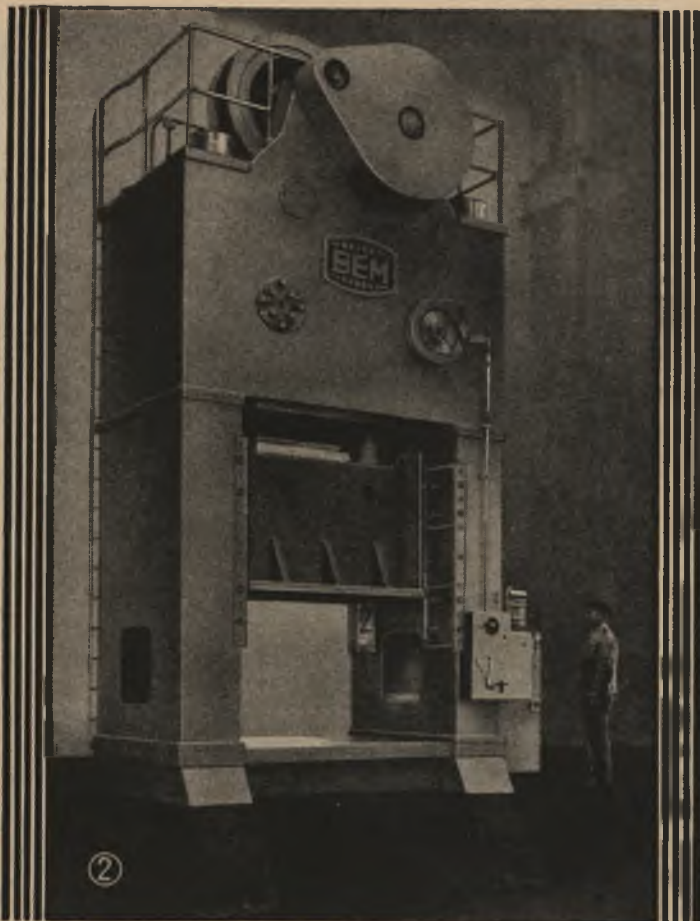
EISENBAHN- MATERIAL

aller Art



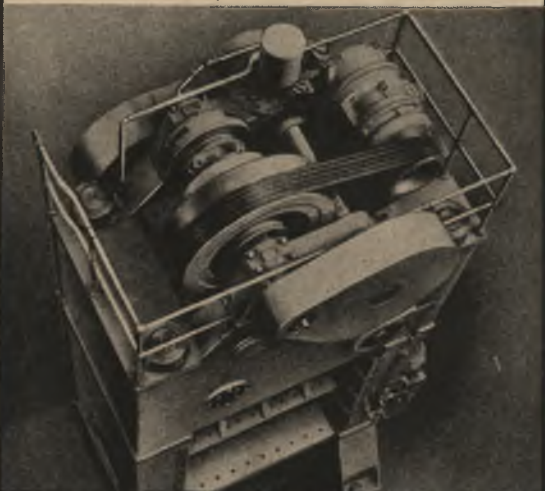
4304

EISENWERK WITKOWITZ



EXZENTERPRESSEN

Unterteil und Kopfstück dieser 800-t-Doppelständer-Exzenterpresse sind in SM-Stahlplatten-Schweißkonstruktion ausgeführt und mit den Seitenteilen durch warm eingezogene SM-Stahlanker zu einem starren Körper verbunden.



BERLIN-ERFURTER MASCHINENFABRIK A.G.
BERLIN

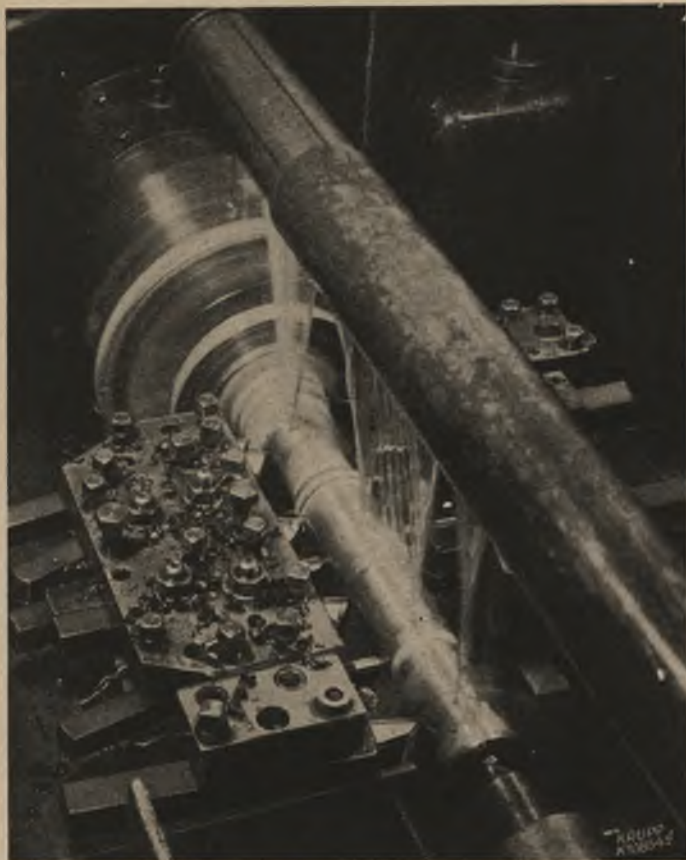
PRESS- UND WALZWERK

AKTIENGESELLSCHAFT

DÜSSELDORF



NAHTLOSE ROHRE UND HOHLKÖRPER
SCHMIEDESTÜCKE



Edel- und Sonderstähle

Unlegierte und legierte Werkzeugstähle /
Schnellarbeitsstähle / Baustähle / Nitrier-
stähle / Nichtrostende und säurebestän-
dige Stähle / Hitzebeständige Stähle /
Dauermagnetstähle, magnetisch weiche
Stähle und Stähle mit besonderen physi-
kalischen Eigenschaften / Schweißdrähte
für alle schweißbaren Stähle, Gußlegie-
rungen und Gußeisen.

Das Bild zeigt das Vordrehen einer Flanschelle.



KRUPP

55

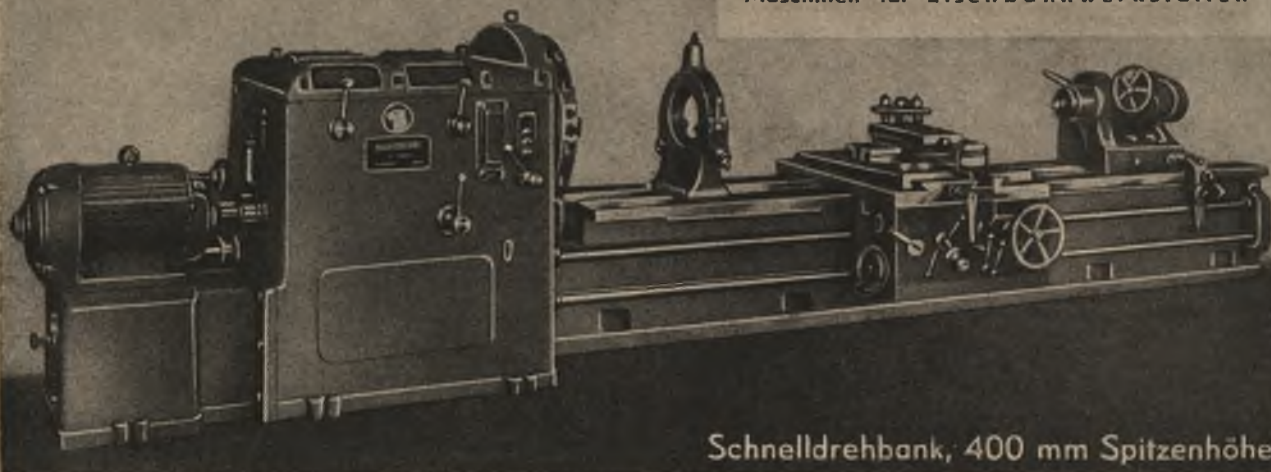
VERKAUF: ROBERT ZAPP / DUSSELDORF
SCHLISSFACH 490 RUF 205 51



Gegründet 1872

Schwerwerkzeugmaschinen in Sonderausführungen

Drehbänke, Walzendrehbänke, Stoßmaschi-
nen, Bohr- und Fräswerke, Biegemaschinen
Maschinen für Radsatzbearbeitung
Maschinen für Eisenbahnwerkstätten



Schnelldrehbank, 400 mm Spitzenhöhe

MASCHINENFABRIK DEUTSCHLAND G. M. B. H. DORTMUND

Krane, Hebevorrichtungen jeder Art, Drehscheiben, Schiebebühnen, preßluft-hydraul. Aufgleisgeräte,
Weichen, Kreuzungen / Schwerwerkzeugmaschinen: Drehbänke, Maschinen für Radsatzbearbeitung



DEMAG

Ueberall, wo auf der Erde Erz und Kohle gefördert, wo Stahl erschmolzen und verwalzt wird, da hat der Name DEMAG einen guten Klang. Viele vollständige Hochofen-, Stahlwerks- und Walzwerksanlagen und tausende Einzelmaschinen gingen aus ihren Werkstätten hervor. Sie zeugen in aller Welt vom hohen Können und vom unermüdlichen Schaffensdrang deutscher Technik.

A 5087

HYDRAULISCHE ANLAGEN
FÜR ALLE METALL- UND
LEICHTMETALLWERKE



**STRAUSS-METALLROHR-
PRESSSEN**

HYDRAULIK
G·M·B·H·DUISBURG

P. 770/64



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 7

17. Februar 1944

64. Jahrgang

	Seite		Seite
Der Einfluß des Kohlenstoffgehalts von Stahlblechen auf die Feuerverzinkbarkeit. Von W. Pü ngel . . .	101	Großzahluntersuchungen an Stahldrahtseilen. — Lufthammer-Stoßverfahren.	
Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Festigkeitseigenschaften molybdänfreier Vergütungsstähle. Von A. Kr isch . . .	105	Patentbericht	113
Umschau	110	Wirtschaftliche Rundschau	115
Verwendung flüssigen Roheisens im Siemens-Martin-Ofen. —		Vereinsnachrichten	116
		Stiftung eines Dr.-Fritz-Todt-Preises	116

Der Einfluß des Kohlenstoffgehalts von Stahlblechen auf die Feuerverzinkbarkeit

Von Wilhelm Pü ngel

[Bericht Nr. 639 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.¹⁾.]

(Untersuchungen an Stählen mit 0,06 bis 0,78 % C über die Gefügeausbildung, Gleichmäßigkeit der Dicke und Haftfestigkeit von Zinküberzügen, das Biege-, Tiefzieh- und Biegewechselverhalten der verzinkten Bleche bei Anwendung der Trocken- und Naßverzinkung an gesandstrahlten, gesandstrahlten und danach 1 h bei 750 ° geglühten sowie an normalgeglühten Blechen.)

Bei Besprechungen im Sonderring „Unlegierte Werkstoffe“ über Stahleinsparungen durch Verwendung von unlegiertem Stahl höherer Festigkeit wurde der Einwand gemacht, daß die Feuerverzinkbarkeit von Blechen aus Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt schlechter sei als die von weichen Stählen. Andererseits lassen sich aber Drähte aus Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt ohne Schwierigkeiten verzinken. Zur Klärung des Einflusses des Kohlenstoffgehaltes beim Feuerverzinken von Blechen wurden entsprechende Untersuchungen durchgeführt. Dabei war im einzelnen zu prüfen, welchen Einfluß der Kohlenstoffgehalt des Stahles auf die Gleichmäßigkeit, die Dicke, die Haftfestigkeit und die Verformbarkeit des Zinküberzuges hat.

Bisherige Erkenntnisse und Erfahrungen

Für die Feuerverzinkung kommen zwar im wesentlichen Stähle mit etwa 0,10 bis 0,15 % C als Drähte, Bänder, Bleche und Profile oder die daraus hergestellten Bauteile in Betracht, jedoch werden auch Stahldrähte mit höherem Kohlenstoffgehalt — bis zu 1 % — verzinkt, sie lassen sich erfahrungsgemäß sogar leichter im Schmelzbad verzinken.

Die dabei gebildete Zinkschicht ist sehr gleichmäßig und zeigt eine gute Haftfestigkeit, wie sie bei niedriggekohlten Drähten nicht so leicht zu erzielen ist. Nach W. H. Finkeldey²⁾ soll sich ein Phosphorgehalt des Stahles günstig auf die Haftfestigkeit des Zinküberzuges auswirken, während der Einfluß anderer Begleitelemente des Stahles noch nicht bekannt sein soll. Erfahrungsgemäß hängt die Haftfestigkeit des Zinküberzuges stark ab von der Art und Größe der Hartzinkschicht, die wiederum von der Löslichkeit des Stahles im Zinkbad abhängig ist. Es befaßten sich nun zwar viele Untersuchungen mit der Löslichkeit des Stahles und der Art der Hartzinkschicht, jedoch wurde die Beziehung zwischen dieser und der Haftfestigkeit bislang nicht nachgeprüft.

Die Verformbarkeit des Zinküberzuges ist um so besser, je dünner die Hartzinkschicht ist. Verschiedene Maßnahmen haben daher das Ziel, die Hart-

zinkschicht möglichst dünn auszubilden. Ein Zusatz von Aluminium zum Zinkbad wirkt sich in dieser Richtung sehr günstig aus; nach E. Scheil und H. Wurst³⁾ sowie nach H. Bablik³⁾ wird das Entstehen der Hartzinkschicht bei einem Gehalt von 0,15 bis 0,30 % Al im Zinkbad sogar völlig unterbunden; nach noch nicht veröffentlichten Untersuchungen des Forschungs-Instituts der Vereinigten Stahlwerke AG. kann aber auch bei 0,3 % Al noch eine schwache Hartzinkschicht auftreten. Die aus Zinkbädern mit Aluminiumzusatz erhaltenen Ueberzüge haften zwar wegen Fehlens oder wegen der geringen Ausbildung der Hartzinkschicht sehr gut, sie bleiben aber sehr dünn, so daß der von der Dicke der Zinkschicht abhängige Korrosionswiderstand beschränkt ist.

Nach T. Sendzimier⁴⁾ werden dicke, festhaftende Ueberzüge mit geringer Hartzinkschicht dadurch erzielt, daß der zu verzinkende Stahl zunächst oxydierend und dann reduzierend geglüht und unmittelbar anschließend verzinkt wird. Nach einem anderen Verfahren⁵⁾ wird zur Erzielung einer geringen Hartzinkschicht und damit einer guten Verformbarkeit kaltgewalzter oder gezogener Stahl im Durchlaufverfahren im Bleibad geglüht und dann ohne Berührung mit Luft sofort in das Zinkbad eingeführt. Nach dem „Crapo“-Verfahren⁶⁾ werden Drähte aus niedriggekohltem Stahl vor dem Verzinken durch ein Bleibad von 700 bis 800 ° geführt, das an der Austrittsstelle der Drähte von einer Salzsäure aus Kaliumcyanid und Natriumchlorid bedeckt ist. Nach einem vor längerer Zeit im Forschungsinstitut der Vereinigten Stahlwerke entwickelten, bisher unveröffentlichten Verfahren wird schließlich der zu verzinkende Gegenstand unmittelbar nach dem Beizen durch eine Sandscheueranlage gezogen und dadurch besonders gut von Beizrückständen gesäubert; auch bei dieser Arbeitsweise wurde — besonders bei Drähten höheren Kohlenstoffgehaltes — eine sehr dünne Hartzinkschicht bei dicker Zinkauflage erzielt. Aus alledem geht hervor, daß die Oberflächenbeschaffenheit oder die Vorbehandlung der Oberfläche des zu verzinkenden Stahles eine

²⁾ Z. Metallkde. 29 (1937) S. 224/29.

³⁾ Das Feuerverzinken. Wien 1941. S. 126.

⁴⁾ Franz. Patent 800 714.

⁵⁾ Franz. Patent 716 144.

⁶⁾ Das Feuerverzinken. S. 243.

*) Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahl Eisen m. b. H. z. Z. Pössneck, Postschließfach 146, zu beziehen.

¹⁾ Metals & Alloys 2 (1931) S. 266/71.

bedeutsame Rolle spielt, die auch bei den Versuchen im Rahmen dieser Arbeit zu berücksichtigen war.

Wie bereits erwähnt wurde, hängt die Hartzinkbildung auch stark mit der Löslichkeit des Stahles im Zinkbad zusammen. Diese wiederum ist abhängig von der Zusammensetzung des Stahles und von der Zusammensetzung und Temperatur des Zinkbades. Nach H. Bablik⁷⁾ sowie nach J. Musatti und A. La Falce⁸⁾ ist die Höhe des Kohlenstoffgehaltes und wahrscheinlich auch die Form, in der er vorliegt, für die Löslichkeit im schmelzflüssigen Zink von maßgebendem Einfluß. Im allgemeinen erhöht steigender Kohlenstoffgehalt die Löslichkeit des Stahles, sie wird ferner nach H. Grubitsch⁹⁾ durch körnigen Perlit begünstigt. Nach dem gleichen Forscher tritt bei niedriggekohlten Stählen ein Höchstwert der Löslichkeit bei 430 bis 480° auf, der nach noch nicht veröffentlichten eigenen Untersuchungen mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu tieferen Temperaturen verschoben und ferner durch steigenden Phosphorgehalt stark vergrößert wird. Auch ein Siliziumgehalt verschiebt nach eigenen Untersuchungen den Höchstwert zu tieferen Temperaturen, er erhöht ferner nach Feststellungen von W. Rädcker und R. Haarmann¹⁰⁾ sowie nach A. Pack¹¹⁾ die Löslichkeit. Ähnlich, aber schwächer wirkt nach eigenen Untersuchungen und nach E. Scheil und H. Wurst¹²⁾ Mangan, was aber im Gegensatz zu Feststellungen von H. Grubitsch¹³⁾ steht. Nach weiteren bisher unveröffentlichten eigenen Untersuchungen hemmen Aluminium, Chrom und Molybdän bereits in Mengen bis zu 3% in starkem Maße die Löslichkeit des Stahles. Nickel¹³⁾ soll bei einem Gehalt von 6% die Löslichkeit des Stahles völlig unterbinden.

Für den Einfluß der Zusammensetzung des Zinkbades auf die Löslichkeit des Stahles sind nach Scheil und Wurst¹²⁾ Arsen, Blei und Kupfer ohne Einfluß, dagegen setzen Wismut, Kadmium, Antimon und Zinn bei einem Gehalt von 2 bis 3% den Angriff auf die Hälfte herab. Bei einem Zusatz von 5% Sn und 10% Cd beträgt die Löslichkeit von weichen Stählen mit 0,1% C nur ein Zehntel derjenigen von Armco-Eisen. Auf den Einfluß des Aluminiums auf die Löslichkeit wurde bereits hingewiesen.

Eigene Versuche

Versuchsdurchführung

Aus den in *Zahlentafel 1* aufgeführten 2 mm dicken Blechen wurden Proben von 200×200 mm² entnommen und je eine Reihe jeder Zusammensetzung vor dem Beizen und Verzinken

- mit Sandstrahl abgeblasen,
- mit Sandstrahl abgeblasen, dann 1 h bei 750° geglüht,
- nur normalgeglüht.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der Versuchsstahlbleche

Nr.	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Cu
1	0,06	0,01	0,26	0,046	0,030	0,04	0,10
2	0,16	0,01	0,40	0,020	0,016	0,07	0,12
3	0,30	0,01	0,77	0,039	0,034	0,05	0,38
4	0,34	0,29	0,66	0,034	0,021	0,08	0,15
5	0,48	0,63	0,81	0,034	0,037	0,03	0,16
6	0,50	0,01	0,73	0,020	0,048	0,05	0,12
7	0,74	0,09	0,95	0,030	0,015	0,07	0,25
8	0,78	0,29	0,66	0,022	0,021	0,05	0,18

⁷⁾ Das Feuerverzinken, Wien 1941, S. 131.

⁸⁾ Metallurg. ital. 28 (1936) S. 117.

⁹⁾ Mh. Chem. u. verw. Teile ander. Wissensch. 60 (1932) S. 165/80.

¹⁰⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939), S. 1217/27 (Werkstoffaussch. 483).

¹¹⁾ Drahtwelt 32 (1939) S. 57/60.

¹²⁾ DRP. 617 765 vom 21. Januar 1934.

¹³⁾ Rev. Metall. (1942) S. 2/31.

Je zwölf Proben gleicher Zusammensetzung und gleicher Vorbehandlung wurden in der Blechverzinkerei der Deutschen Röhrenwerke AG. verzinkt. Sie wurden zunächst in 20prozentiger Salzsäure mit Sparbeizzusatz „Rein-Katan“ bei etwa 25° gebeizt; die Beizdauer betrug bei den gesandstrahlten Proben 35 min, die gesandstrahlten und dann geglühten Proben verlangten wegen der Verzunderung etwa die doppelte Beizzeit von 60 min, die bei den normalgeglühten Proben wegen der stärkeren Zunderschicht noch weiter — bis auf 80 min — stieg. Nach dem Beizen war die Oberfläche der normalgeglühten Proben infolge der unterschiedlichen Verzunderung ungleichmäßig angegriffen, während die bei 750° geglühten Proben verhältnismäßig glatt waren.

Von jeder Gruppe von zwölf Proben wurden sechs nach dem Trocken- und sechs nach dem Naßverzinkungsverfahren bei 430 bis 440° und 30 s Tauchdauer verzinkt. Beim Trockenverzinken wurden die gebeizten Proben mit Salmiakpulver bestreut, getrocknet und dann in das Zinkbad gebracht. Beim Naßverzinken wurde die gebeizte, noch nasse Probe in das Zinkbad getaucht, auf dem sich eine Flußmittelschicht aus Salmiak und Zinkchlorid befand. Diese soll — wie der Salmiakauftrag beim Trockenverzinken — die Blechoberfläche vor dem Eintauchen in das Zinkbad von Oxiden und Beizrückständen säubern.

Für beide Verzinkungsarten wurde das gleiche mit Aluminiumschwach legierte Zinkbad verwendet.

Zum Verzinken diente in allen Fällen ein Gefäß nach *Bild 1*. In den mit Zink gefüllten Behälter tauchte eine Trennwand, die den oberen Teil des Zinkbades in zwei Hälften teilte, von denen die eine auf der Oberfläche eine Flußmittelschicht aus Salmiak und Zinkchlorid trug, während die andere frei war. Beim Trockenverzinken wurden die Proben in die Öffnung links der Trennwand getaucht, an der auf der Oberfläche des Bades keine

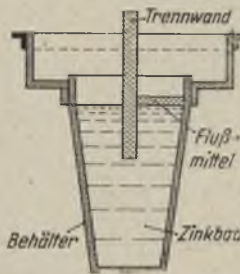


Bild 1. Vorrichtung für die Blechverzinkung.

Flußmitteldecke vorlag. Beim Naßverzinken wurden die Proben rechts in das mit einer Flußmittelschicht versehene Bad eingetaucht, unter der Trennwand durchgeschoben und links von ihr wieder herausgezogen. Ueblicherweise wird einem solchen, für beide Verzinkungsarten vorgesehenen Zinkbad nur so viel Aluminium zugesetzt, daß die Flußmitteldecke nicht mit dem Aluminium des Zinkbades reagiert, also kein Absinken des Aluminiumgehaltes eintritt. In Schöpfproben aus dem benutzten Bad wurden nur Spuren von Aluminium festgestellt, so daß also die zugesetzte Menge von Aluminium nur sehr gering gewesen sein muß.

Mit den verzinkten Proben wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Bestimmung der Zinkdicke und der Tauchungszahl in Kupfersulfat;
- Prüfung der Zinkschicht im Erichsen-Tiefungsgerät und durch den Kaltversuch;
- Gefügeprüfung;
- Verhalten unter Biegewechselbeanspruchung.

Versuchsergebnisse

Die äußere Beschaffenheit der verzinkten Proben war sehr unterschiedlich. Die nur mit Sand abgestrahlten Proben waren durchweg sehr gleichmäßig verzinkt und hatten eine glatte, feinkörnige Oberfläche. Bei allen geglühten Proben dagegen war die Blumenbildung ungleichmäßig und der

Ueberzug ungleichmäßig dick. Bei den höhergekohlten Blechen traten, allerdings örtlich sehr begrenzt, schwarze Flecken auf, die — offenbar infolge unzureichender Beizung — frei von Zink waren; an diesen Stellen hatte also die Beizzeit noch nicht genügt. Die günstige Wirkung des Sandstrahlens auf die Beschaffenheit der Zinkschicht wurde bereits vor einigen Jahren beim Trockenverzinken von Förderwagen aus Baustahl St 52 mit 0,20 bis 0,25 % C beobachtet.

Die Zinkdicke wurde nach O. Bauer¹⁴⁾ mit arseniger Schwefelsäure, die Tauchungszahl in 20prozentiger Kupfersulfatlösung bei + 18° ermittelt. Nach

Zahlentafel 2. Zinkauflage und Tauchungszahl der Stahlproben

Stahl Nr.	C	Art der Verzinkung	Gesandstrahl				Gesandstrahl, dann 1 h bei 750° gegläut				Normalgegläut				Mittelwert der Zinkauflage (aus Spalte 4, 6, 8) g/m ²
			Zinkauflage g/m ²		Tauchungszahl in Kupfersulfatlösung		Zinkauflage g/m ²		Tauchungszahl in Kupfersulfatlösung		Zinkauflage g/m ²		Tauchungszahl in Kupfersulfatlösung		
			g/m ²	g/m ²			g/m ²	g/m ²			g/m ²	g/m ²			
1	0,06	trocken naß	755	755	10	10	560	515	7	6	697	725	—	668	
2	0,16	trocken naß	865	915	10	10	765	775	9	8	777	1013	10	850	
3	0,30	trocken naß	—	—	—	—	—	—	—	—	773	575	10	675	
4	0,34	trocken naß	715	955	9	10	445	610	6	7	1015	860	11	767	
5	0,48	trocken naß	580	700	8	9	475	490	6	7	977	1350	—	762	
6	0,50	trocken naß	—	—	—	—	—	—	—	—	757	575	10	666	
7	0,74	trocken naß	610	760	8	9	630	400	7	6	865	765	10	672	
8	0,78	trocken naß	705	755	9	9	460	430	6	6	710	765	10	697	
Mittelwert			690	—	—	—	546	—	—	—	825	—	—	—	

Zahlentafel 2 waren die Zinkauflagen sehr verschieden dick; da sich aus Vergleichen der Einzelwerte nur

¹⁴⁾ Siehe Schulz, E. H.: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1018.

schwer Zusammenhänge erkennen ließen, wurden für die Dicke der Zinkauflage nach Art der Großzahlauswertung Zusammenfassungen vorgenommen. Danach ist aus der Spalte 10 der Zahlentafel 2 der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes, aus der unteren Reihe der Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit zu entnehmen. Hiernach wiesen die normalgegläuteten Bleche die stärkste, die gesandstrahlten und dann bei 750° gegläuteten Bleche die niedrigste Zinkauflage auf; die nur gesandstrahlten Proben lagen etwa in der Mitte. Ein klarer Einfluß des Kohlenstoffgehaltes war dagegen nicht zu erkennen. Eine entsprechende Auswertung für den Einfluß der Art der Verzinkung ergab für die Trockenverzinkung 706 und für die Naßverzinkung 734 g/m² Zinkauflage, mithin eine praktisch gleiche Auflagendicke bei beiden Verzinkungsarten.

Bei dem Kupfersulfatversuch stieg, wie zu erwarten war, die Tauchungszahl im allgemeinen mit der Dicke der Zinkschicht an (Zahlentafel 2). Unterschiede in der Tauchungszahl bei Proben gleicher Zinkdicke oder gleiche Tauchungszahl bei verschiedener Zinkdicke sind auf die bekannte Unzuverlässigkeit dieses Versuches und wahrscheinlich auch auf nicht erfassbare Streuungen in der Auflagendicke, vor allem bei den gegläuteten Blechen, zurückzuführen. Ein Einfluß des Kohlenstoffgehaltes war nicht zu erkennen.

Beim Erichsen-Tiefungsversuch (Zahlentafel 3) wurde in Proben von 50×50 mm² ein Stempel von 13 mm Dmr. eingedrückt und die Tiefung beim ersten Anriß im Zinküberzug sowie beim Bruch ermittelt. Spalte 16 und 17 der Zahlentafel 3 enthalten — wieder nach Art der Großzahlauswertung — die Tiefungszahlen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt, in der untersten Reihe der Tafel sind entsprechend die Tiefungszahlen in Abhängigkeit von der Behandlung wiedergegeben. Die Tiefung fällt mit steigendem Kohlenstoffgehalt deutlich ab, allerdings ist offenbar bei etwa 0,5 % C bereits der Tiefstwert erreicht. Im übrigen erscheint es sicher, daß diese Erscheinung ihren Grund in dem Abfall der Verformbarkeit des Stahles mit steigendem Kohlenstoffgehalt hat. Die Vorbehandlung der Oberfläche hatte keinen erkennbaren Einfluß, die Tiefung beim ersten Anriß und beim Bruch war in allen drei Behandlungsgruppen fast gleich.

Zahlentafel 3. Ergebnisse der Tiefungs- und Faltversuche an verzinkten Stahlproben

Stahl Nr.	C	Art der Verzinkung	Gesandstrahl				Gesandstrahl, dann 1 h bei 750° gegl.				Normalgegläut				Mittelwerte der Tiefungsprüfung	
			Erichsen-Tiefung in mm		Faltversuch		Erichsen-Tiefung in mm		Faltversuch		Erichsen-Tiefung in mm		Faltversuch		Anriß (Spalte 4, 8, 12)	Bruch (Spalte 5, 9, 13)
			Anriß	Bruch	Biege-winkel in Grad	Befund ¹⁾	Anriß	Bruch	Biege-winkel in Grad	Befund ¹⁾	Anriß	Bruch	Biege-winkel in Grad	Befund ¹⁾		
1	0,06	trocken naß	4,5	7,3	180	1	5,5	7,3	180	1	8,0	8,3	180	2	5,6	7,6
			6,0	6,6	180	1	5,6	8,0	180	1	4,2	8,3	180	2		
2	0,16	trocken naß	3,8	7,0	180	1	5,1	8,0	180	2	3,1	7,6	180	2	4,2	7,8
			3,9	8,1	180	1	5,6	7,9	180	2	3,6	8,1	180	2		
3	0,30	trocken naß	—	—	—	—	—	—	—	—	3,0	6,4	180	2	—	—
			—	—	—	—	—	—	—	—	3,5	6,5	180	2		
4	0,34	trocken naß	5,0	5,6	180	3	3,3	6,0	180	2	3,4	5,3	180	2	3,8	5,7
			4,2	5,5	180	3	4,0	6,6	180	2	3,1	5,4	180	2		
5	0,48	trocken naß	2,6	4,7	66	3	2,3	4,1	180	2	2,7	4,3	180	1	2,7	4,7
			2,7	5,6	78	3	2,9	5,0	180	3	2,8	4,8	180	3		
6	0,50	trocken naß	—	—	—	—	—	—	—	—	3,0	5,2	180	2	—	—
			—	—	—	—	—	—	—	—	4,1	6,0	180	2		
7	0,74	trocken naß	3,3	3,6	170	3	2,9	3,9	170	3	3,0	3,8	180	3	3,2	3,8
			3,0	3,3	119	3	3,8	4,4	180	3	3,1	4,1	180	3		
8	0,78	trocken naß	3,1	3,5	151	3	4,4	5,1	180	3	3,8	4,0	180	3	3,6	4,0
			2,9	3,3	84	3	3,6	4,2	180	3	3,9	4,1	180	3		
Mittelwerte			3,75	5,34	—	—	4,0	5,9	—	—	3,6	5,8	—	—	—	

¹⁾ Die Zahlen bedeuten: 1 ohne Anriß, 2 Anriß und 3 gebrochen.

Nach *Zahlentafel 4* war auch ein Einfluß der Verzinkungsart nicht erkennbar.

Zahlentafel 4.

Einfluß der Verzinkungsart auf die Tiefung

Art der Verzinkung	Erichsen-Tiefung in mm	
	Anriß	Bruch
Trocken	3,9	5,7
Naß	3,82	5,75

Bei dem *Faltversuch* (*Zahlentafel 3*) wurden Streifen von 10 mm Breite und 100 mm Länge nach vorsichtigem Abfeilen der Schnittkanten um einen Zylinder von 5 mm Dmr. gebogen, bis die Schenkel zueinander parallel lagen. Alle normalgeglühten und mit einer Ausnahme auch die bei 750° geglähten Proben ließen sich dabei um 180° biegen, von den vor dem Verzinken gesandstrahlten Proben ließen sich nur die bis 0,34 % C um 180° biegen, bei den höhergeköhlten trat der Bruch schon zum Teil erheblich früher ein. Die Bleche 7 und 8 brachen aber auch im nichtverzinkten, gesandstrahlten Zustand bei dem gleichen niedrigen Biegewinkel wie die gesandstrahlten und dann verzinkten, ein schädlicher Einfluß des Verzinkens lag hier also nicht vor. Blech 5 erreichte allerdings im nichtverzinkten, gesandstrahlten Zustand einen Biegewinkel von 180°. Ob der höhere Siliziumgehalt dieses Bleches die Wirkung des Verzinkens bei der kalt verformten Probe ungünstig beeinflußt hat, kann noch nicht gesagt werden.

In *Zahlentafel 3* ist bei den *Faltversuchen* auch der Befund der Zinkschicht beim Biegen angegeben; dabei bedeutet die Zahl 1, daß die Proben beim Biegen um 180° ohne jeden Anriß blieben, die Zahl 2 besagt, daß schwache Anrisse an der Biegestelle der Zinkschicht auftraten, die mit 3 bezeichneten Proben brachen bei dem angegebenen Biegewinkel. Wenn Anrisse in der Zinkschicht auftraten, so entstanden sie bereits bei einem Biegewinkel von 90 bis 130°, ohne daß jedoch ein Einfluß der Art der Verzinkung zu erkennen war. Dagegen nahm die Rißanfälligkeit bei Stählen über 0,30 % C zu. Es ist ferner auffallend, daß bei den niedrigegeköhlten Stählen 1 und 2 die *Faltbarkeit* im gesandstrahlten Zustand am besten war.

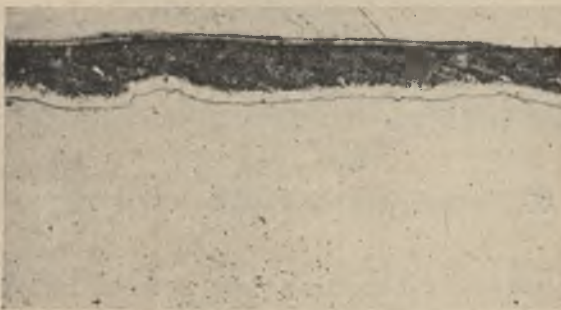


Bild 2. Stahl 1 mit 0,06 % C.



Bild 3. Stahl 7 mit 0,74 % C.

Bilder 2 und 3. Gefüge von Verzinkungsschichten auf gesandstrahlten Stahlblechen (naß verzinkt). [× 100.]



Bild 4. Stahl 7 mit 0,74 % C (naß verzinkt).



Bild 5. Stahl 5 mit 0,48 % C (trocken verzinkt).

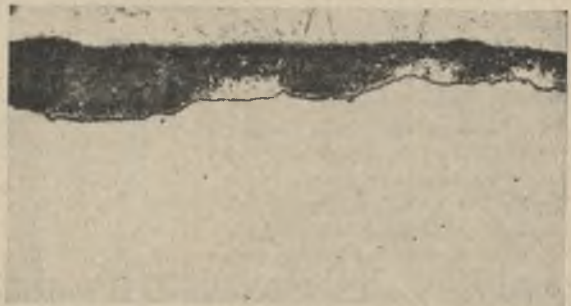


Bild 6. Stahl 4 mit 0,34 % C (trocken verzinkt).

Bilder 4 bis 6. Gefüge von Verzinkungsschichten auf normalgeglühten Stahlblechen. [× 100.]

Zur *Gefügeuntersuchung* dienten Querschliffe durch das Blech und die daraufliegende Zinkschicht. Bei den gesandstrahlten Proben — *Bilder 2 und 3* zeigen Beispiele — war die Dicke der Hartzinkschicht etwa 20 bis 30 % der gesamten Zinkschicht, sie war also verhältnismäßig dünn. Ein Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Dicke der Hartzinkschicht war nicht zu erkennen, es hatte aber den Anschein, als ob bei den Blechen mit höchstem Kohlenstoffgehalt ein stärkeres Abwandern einzelner Hartzinkkristalle und eine stärkere Ausstrahlung der Hartzinkschicht in die darüberliegende Reinzinkschicht vorlag. Anscheinend war bei etwa gleicher Dicke der Hartzinkschicht bei trockenverzinkten Proben die Hartzinkschicht gegen die Reinzinkschicht glatter abgesetzt.

Bei allen geglähten Blechen war im allgemeinen die Verzinkungsschicht wie bei den gesandstrahlten Proben ausgebildet, in einigen Fällen war aber — unabhängig vom Kohlenstoffgehalt und von der Art der Verzinkung — die Hartzinkschicht sehr dünn (*Bild 4*) oder sogar fast völlig verschwunden (*Bild 5*). Hierbei traten dann vereinzelt Inseln aus Hartzink auf (*Bild 6*), wie sie ähnlich auch H. B a b l i k¹⁵⁾ bei Proben aus Zinkbädern mit 0,3 % Al beobachtet hat. Es ist dabei bemerkenswert, daß auch bei Blech Nr. 5 mit 0,6 % Si die Hartzinkschicht an einigen Stellen völlig fehlte (*Bild 5*). Eine Erklärung für die stellenweise

¹⁵⁾ Das Feuerverzinken. Wien 1941. S. 124.

besonders dünne Ausbildung oder das Fehlen der Hartzinkschicht bei den geglühten Proben kann noch nicht gegeben werden. Da diese Erscheinung aber bei allen Blechen beider Verzinkungsarten auftrat, andererseits bei den lediglich gesandstrahlten und nicht nachgeglühten Blechen nicht beobachtet wurde, muß sie mit der Vorbehandlung zusammenhängen.

Es ist bemerkenswert, daß sich die zuvor geglühten Proben trotz ihrer häufig sehr dünnen Hartzinkschicht bei dem Erichsen- und bei dem Kaltversuch nicht besser verhielten als die zuvor gesandstrahlten mit ihrer etwas dickeren Hartzinkschicht. Allerdings war auch bei diesen die Hartzinkschicht an sich sehr dünn, und durch die darüberliegende verhältnismäßig dicke Reinzinkschicht konnte eine gute Biegefähigkeit erwartet werden.

Zur Prüfung des Verhaltens unter Biegewechselbeanspruchung wurden 20 mm breite und 90 mm lange Proben aus den verzinkten Stählen Nr. 1 und 7 — also mit dem geringsten und höchsten Kohlenstoffgehalt — in einer Biegewechselmaschine für Bleche der Firma Schenck untersucht. Hierbei wurde besonders darauf geachtet, ob im Laufe der Beanspruchung Risse oder Abplatzen der Zinkschicht zu beobachten waren. Die Ergebnisse zeigt *Zahlentafel 5*. Die ge-

Zahlentafel 5. Ergebnisse der Biegewechselversuche an verzinkten Stahlproben

Stahl Nr.	o/o C	Art der Verzinkung	Biegewechselfestigkeit in kg/mm ²		
			gesandstrahlt	gesandstrahlt, dann 1 h bei 750 ^o geglüht	normalgeglüht
1	0,06	trocken	± 14	± 16	± 15
		naß	± 18	± 17	± 14
7	0,74	trocken	± 23	± 20 bis 21	± 20
		naß	± 26	± 19	± 19

sandstrahlten Proben hatten meist eine höhere Wechselfestigkeit als die geglühten Proben, die Unterschiede waren aber im ganzen gesehen nicht groß. Der Einfluß der Vorbehandlung war also im allgemeinen gering. Ein klarer Einfluß der Verzinkungsart war nicht zu erkennen. Dagegen lag durchweg die Wechselfestigkeit bei dem Blech mit hohem Kohlenstoffgehalt erheblich höher, was lediglich eine Auswirkung des Grundwerkstoffes ist. Ein vorzeitiges Abplatzen oder Rissigwerden der Zinkschicht war nicht zu beobachten, vielmehr trat der Bruch gleichzeitig in der Zinkschicht und im Blech auf. Zinküberzüge auf dünnen Blechen höheren Koh-

lenstoffgehaltes dürften daher unter dem Einfluß von Wechselbeanspruchungen auch nicht eher beschädigt werden oder abblättern als solche auf dicken Blechen aus weichem Stahl.

Zusammenfassung

Versuche zur Prüfung des Einflusses des Kohlenstoffgehaltes von Stahlblechen auf die Feuerverzinkbarkeit hatten folgendes Ergebnis: Bei vorher durch Sandstrahlen gereinigten Blechen hatte der Kohlenstoffgehalt auf die Ausbildung, Gleichmäßigkeit der Dicke und Haftfestigkeit von Zinküberzügen keinen Einfluß. Auf nur geheizten Blechen entstanden dagegen ungleichmäßige Ueberzüge, die — zunehmend mit steigendem Kohlenstoffgehalt — schwarze Flecken aufwiesen; diese sind anscheinend eine Folge ungleichmäßigen Angriffs des Beizmittels. Es wird noch geprüft, ob sie durch Maßnahmen beim Beizen vermieden werden können. Auf die Dicke der Hartzinkschicht hatte der Kohlenstoffgehalt keinen wesentlichen Einfluß. Die Verformbarkeit bei der Kalt- und Tiefziehprüfung wurde bei höheren Kohlenstoffgehalten etwas geringer, jedoch war dieser Einfluß nicht wesentlich. Für den Widerstand gegen Biegewechselbeanspruchung wirkte sich erwartungsgemäß ein höherer Kohlenstoffgehalt durchaus günstig aus. Vorbehandlung durch Sandstrahlen hatte einen geringen, aber deutlich günstigen Einfluß.

Insgesamt ist nach den Ergebnissen bei Blechen mit höherem Kohlenstoffgehalt kein ungünstigeres Verhalten bei der Feuerverzinkung zu erwarten. Dabei ist allerdings Voraussetzung, daß die Bleche eine sehr saubere metallische Oberfläche haben; sie müssen also sehr sorgfältig geheizt werden und beim Eintauchen in das Zinkbad frei von Beizrückständen sein. Die beste Oberflächenbeschaffenheit für das Feuerverzinken ergibt die Sandabstrahlung.

Erwähnenswert ist noch, daß bei allen geglühten Blechen örtlich sehr geringe oder überhaupt keine Hartzinkbildung auftrat; diese Erscheinung bedarf noch der weiteren Prüfung. Ein Einfluß der Verzinkungsart — Trocken- oder Naßverzinkung — auf die Dicke der Hartzinkschicht war nicht festzustellen.

Herrn Professor Dr. E. H. Schulz, der die Anregung zu der Untersuchung gab, bin ich für wertvolle Hinweise sehr dankbar.

Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Festigkeitseigenschaften molybdänfreier Vergütungsstähle

Von Alfred Krisch

(Untersuchung von Stangen mit 60 und 30 mm Dmr. aus zwei unlegierten Stählen mit 0,43 und 0,56 % C sowie zehn Stählen mit 0,16 bis 0,50 % C, 0,2 bis 1,6 % Si, 0,5 bis 2,2 % Mn, 0 bis 2,5 % Cr und 0 bis 0,21 % V auf 0,2-Grenze. Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit an Rand-, Kern- und Querproben sowie auf Härte nach Abschrecken in Wasser oder Öl und Anlassen auf verschiedene Temperaturen.)

Im Anschluß an die Untersuchungen über Chrommolybdän-Stähle^{1) 2)} und molybdänfreie Einsatz- und Vergütungsstähle^{3) 4)} sollten einige der dort untersuchten molybdänfreien Baustähle auf die Abhängigkeit

ihrer Festigkeitseigenschaften von der Anlaßtemperatur untersucht werden⁵⁾. Dabei war zu prüfen, inwieweit und durch welche Wärmebehandlung die vorgesehenen Festigkeitsbereiche für die einzelnen Stähle bei genügender Durchvergütung erreicht werden und welche Kerbschlagfähigkeit zu erzielen ist. Die Untersuchungen wurden an Stangen von 60 mm Dmr. durchgeführt, die von verschiedenen Stahlwerken geliefert worden waren. Da bei einzelnen Werkstoffen ein stärkerer Einfluß des Durchmesser auf die Durchvergütung zu vermuten war, wurden von diesen auch

¹⁾ Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 20 (1938) S. 103/23; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 980.

²⁾ Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) S. 159/66; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 972/73.

³⁾ Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 135/85; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 48/53.

⁴⁾ Pomp, A., und A. Krisch: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) S. 145/58; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 951/52.

⁵⁾ Siehe Krisch, A., und W. Puzicha: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) S. 249/76, mit einer ausführlichen Wiedergabe der einzelnen Ergebnisse.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung der untersuchten Stähle

Bezeichnung	Stahlart	Durchmesser mm	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	V %	Härtungsbehandlung	Anlaßtemperaturen °C
D	St C 45.61 ¹⁾	60	0,43	0,27	0,55	0,023	0,025	0,15	< 0,05	0,13	—	840°/Wasser ⁴⁾	500 bis 700
E	St C 60.61 ¹⁾	60	0,56	0,25	0,51	0,015	0,008	0,08	< 0,05	0,10	—	880°/Oel	500 bis 700
F	VM 125 ²⁾	60	0,32	0,33	1,33	0,019	0,015	0,13	< 0,05	0,05	—	830°/Wasser	450 bis 700
		30											450 bis 550
G ₁	VM 175 ²⁾	60	0,32	0,28	1,68	0,023	0,022	0,17	< 0,05	0,16	—	780°/Wasser	400 bis 700
		30										780°/Wasser	400 bis 500
		60										820°/Oel	400 bis 650
G ₂		30	0,35	0,26	1,64	0,025	0,012	0,17	< 0,05	0,05	—	780°/Wasser	400 bis 500
		60										890°/Oel	400 bis 650
O	Mn	60	0,16	0,21	2,22	0,017	0,009	0,10	< 0,05	0,06	Spur	850°/Wasser	400 bis 600
H	VMS 135 ²⁾	60	0,38	1,55	1,29	0,030	0,015	0,33	< 0,05	0,08	—	850°/Wasser	450 bis 700
		30										850°/Wasser	450
		60										880°/Oel	450 bis 700
J ₁	VC 135 ²⁾	60	0,30	0,34	0,75	0,033	0,030	0,95	< 0,05	0,11	< 0,05	850°/Wasser	450 bis 700
		30										850°/Wasser	450 bis 500
		30										850°/Oel	400 bis 700
J ₂		30	0,35	0,24	0,71	0,017	0,019	1,12	< 0,05	0,05	< 0,05	850°/Oel	400 bis 700
K	VMC 140 ²⁾	60	0,35	0,54	1,02	0,016	0,008	1,05	0,09	0,17	—	880°/Oel	450 bis 700
L	VCV 150 ²⁾	60	0,50	0,24	0,63	0,016	0,029	1,05	< 0,05	0,14	0,18	920°/Oel	500 bis 700
M	Cr-V	60	0,28	0,34	0,54	0,015	0,016	2,49	< 0,05	0,06	0,21	860°/Wasser	500 bis 650
N	42 MV 7 ³⁾	60	0,39	0,38	1,54	0,015	0,005	0,14	< 0,05	0,11	0,15	840°/Wasser	400 bis 700
		30										840°/Wasser	350 bis 500
P	Cr-Mn-V	60	0,28	0,28	1,12	0,019	0,006	0,77	0,08	0,12	0,14	880°/Wasser	500 bis 700

¹⁾ Nach DIN 1661. — ²⁾ Nach DIN E 1665. — ³⁾ Nach DIN E 1667. — ⁴⁾ Salzwasser mit 0,83 % NaCl.

Stangen von 30 mm Dmr. in die Untersuchung einbezogen.

Die chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle gibt Zahlentafel 1 an. Die Stähle D bis G und H bis N entsprechen den Vergütungsstählen in der erwähnten Untersuchung molybdänfreier Einsatz- und Vergütungsstähle³⁾, während die Stähle O und P in der Ergänzung⁴⁾ hierzu überprüft wurden.

Die in Zahlentafel 1 angegebenen Abschrecktemperaturen wurden nach den Angaben der Lieferwerke gewählt. Die Anlaßtemperaturen wurden in den angegebenen Grenzen jeweils um 50° gesteigert. Für jede Anlaßtemperatur wurde ein besonderer Abschnitt von 245 mm Länge aus den 60-mm-Stangen und von 427 mm Länge aus den 30-mm-Stangen vergütet, wobei die Anlaßzeit 3 h betrug. Zur Vermeidung der Anlaßsprödigkeit wurden die Probestücke von etwa 500°, wenn die Anlaßtemperatur so hoch oder darüber lag, sonst von der Anlaßtemperatur in Wasser abgeschreckt. Daran schloß sich ein dreistündiges Spannungsfrei-glühen bei 300° an. Nach Ausführung von Härtemessungen wurden aus den Abschnitten jeweils zwei Zerreißproben von 10 mm Dmr. aus der Rand- und eine aus der Kernzone entnommen, an denen die 0,2-Grenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung (L = 5 d) und Einschnürung bestimmt wurden. Außerdem wurden je zwei Kerbschlagproben (10×10×55 mm³ mit 3 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dmr.) aus Rand und Kern herausgearbeitet. Bei den Stangen von 60 mm Dmr. konnten darüber hinaus je zwei Zerreiß- und Kerbschlagproben in Querrichtung entnommen werden.

Bei den Stangen von 60 mm Dmr. ergaben die Härtemessungen nach dem Anlassen einen fortlaufenden Abfall der Härte an der Oberfläche mit Steigerung der Anlaßtemperatur. Die Messungen über den Querschnitt zeigten, daß je nach der Anlaßtemperatur die Durchvergütbarkeit der einzelnen Abschnitte verschieden war. Während bei hoher Anlaßtemperatur die Härte über den Querschnitt bei den meisten Werkstoffen nur sehr geringe Unterschiede aufwies, stieg dieser Unterschied mit fallender Anlaßtemperatur. Hervorzuheben ist, daß die an der Oberfläche gemessene

Härte oft noch beträchtlich über der Härte lag, die im Querschnitt an der Entnahmestelle für die Zerreißstäbe aus der Randzone gefunden wurde. Man kann also nicht sagen, ein Werkstoff lasse sich nicht durchvergüten, sondern dieses Urteil ist auf bestimmte Anlaßstufen und damit Festigkeitsbereiche zu begrenzen. Einzelheiten über die Härtemessungen sind der ausführlicheren Darstellung⁵⁾ zu entnehmen.

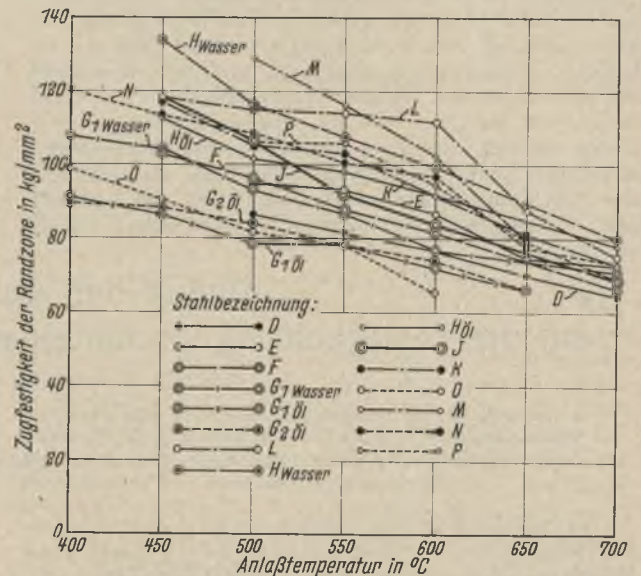


Bild 1. Abhängigkeit der Zugfestigkeit der Randzone von der Anlaßtemperatur bei Stangen von 60 mm Dmr.

In Bild 1 ist die an den einzelnen Stangen von 60 mm Dmr. gefundene Zugfestigkeit der Randzone in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur aufgetragen. Bei gleicher Anlaßtemperatur weisen die unlegierten oder nur mit Mangan legierten Stähle im Gegensatz zu den mit Chrom legierten Werkstoffen die niedrigere Zugfestigkeit auf, wobei jedoch der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes zu beachten ist. Die höchste Zugfestigkeit wird bei Anlaßtemperaturen unterhalb 550° von dem

Chrom-Vanadin-Stahl M, darüber von dem Chrom-Vanadin-Stahl L (VCV 150) erreicht. Aehnliche Bilder ließen sich für die übrigen gemessenen Werte, z. B. für die Streckgrenze oder Kerbschlagzähigkeit, zeichnen, doch soll von ihrer Wiedergabe abgesehen werden, da es von größerer Bedeutung erscheint, die Aenderung dieser einzelnen Werte mit der Zugfestigkeit zu verfolgen.

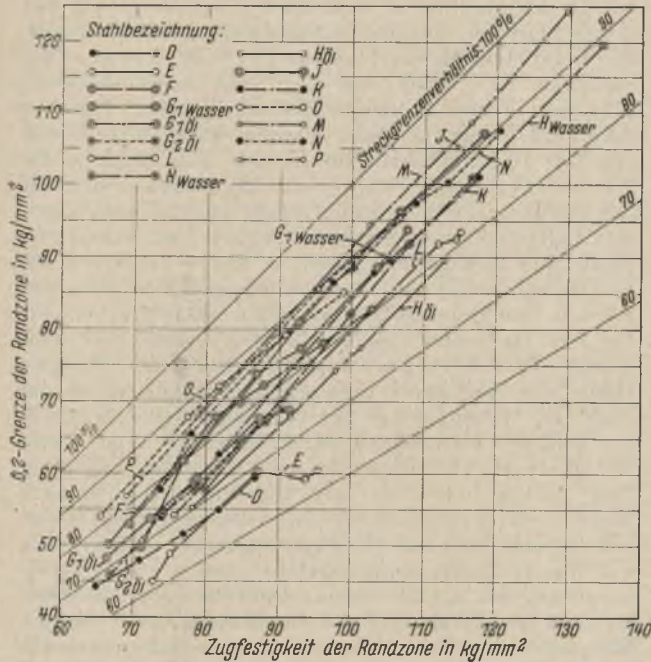


Bild 2. Aenderung der 0,2-Grenze mit der Zugfestigkeit bei Stangen von 60 mm Dmr.

In Bild 2 ist in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit die Streckgrenze für die gleichen Werkstoffe angegeben. Die Linien für die einzelnen Stähle erstrecken sich über verschieden große Festigkeitsbereiche. Die unlegierten Stähle haben nicht nur, wie die Endpunkte der Kurve ergeben, nahezu die niedrigsten Zugfestigkeitswerte unter den untersuchten Stählen, sondern sie weisen bei gleicher Zugfestigkeit auch stets die niedrigste Streckgrenze auf. In keinem Falle wird ein Streckgrenzenverhältnis von 70 % erreicht, während die legierten Stähle in fast allen Fällen Werte über 70 % aufweisen. Von wenigen Ausnahmen abgesehen, wächst die Streckgrenze schneller als die Zugfestigkeit, so daß das höchste Streckgrenzenverhältnis bei der höchsten Zugfestigkeit und damit niedrigsten Anlaßtemperatur vorliegt. Der Chromstahl J (VC 135) und der Chrom-Vanadin-Stahl M erreichen dabei Streckgrenzenwerte von mehr als 90 % der Zugfestigkeit, während bei dem Mangan-Silizium-Stahl H (VMS 135) dieser Wert auch bei der niedrigsten Anlaßtemperatur nicht über 89 % der Zugfestigkeit ansteigt.

Bei einem Vergleich der Bruchdehnung (Bild 3) zeigt sich keine so deutliche Ueberlegenheit der legierten Stähle wie bei der Streckgrenze. Der Stahl D (St C 45.61) gehört nach den hier gefundenen Werten in dem Zugfestigkeitsbereich von etwa 65 bis 80 kg/mm² zu den Stählen mit der höchsten Bruchdehnung und weist hier höhere Werte auf als mit Chrom oder Vanadin legierte Stähle (J bis P). Bei höheren Zugfestigkeiten freilich sinkt die Bruchdehnung etwas stärker ab. Es sei in diesem Zusammenhang darauf hingewiesen, daß auch nach den Normblättern DIN 1661 und DIN E 1665 für den unlegierten Stahl St C 45.61 die höhere Bruchdehnung gefordert wird, wenn auch nicht für die gleiche Zugfestigkeit. Hervorzuheben ist weiter, daß die mit Chrom und Vanadin legierten Stähle J bis P fast über den ganzen untersuchten Bereich die

gleiche Bruchdehnung haben und daß erst bei höheren Zugfestigkeiten der Stahl K (VMC 140) etwas nach unten herausfällt.

Wenn nach diesen Ergebnissen die Bruchdehnung nicht geeignet erscheint, grundsätzliche Unterschiede zwischen zwei Werkstoffen zu erkennen, so wäre dies eher bei der Bruchdehnung (Bild 3) der Fall. Die Bruchdehnung fällt weit stärker als die Bruchdehnung nach höheren Werten der Zugfestigkeit ab. Bei gleicher Zugfestigkeit haben jetzt die unlegierten Stähle D und besonders E die niedrigste Einschnürung. Namentlich bei Zugfestigkeiten über 100 kg/mm² weisen die mit Chrom oder Vanadin legierten Stähle J bis P höhere Einschnürungen auf als die nur mit Mangan oder Mangan und Silizium legierten Stähle F bis H. Während der Chrom-Vanadin-Stahl M z. B. bei 130 kg/mm² Zugfestigkeit noch eine Einschnürung von über 55 % hat, ist sie bei dem Mangan-Silizium-Stahl H bei dieser Zugfestigkeit bereits auf 40 % gesunken.

Für den Vergleich des Formänderungsvermögens der Werkstoffe dürfte die Kerbschlagzähigkeit eine wichtigere Grundlage als die Bruchdehnung und -einschnürung abgeben (Bild 4). Fast über den ganzen Zugfestigkeitsbereich von 80 bis 130 kg/mm² weist der Chrom-Vanadin-Stahl M die beste Kerbschlagzähigkeit auf, wenn sie auch bei der höheren Zugfestigkeit nur noch 5 mkg/cm² beträgt. Der Abfall der Kerbschlagzähigkeit erfolgt hauptsächlich zwischen 100 und 115 kg/mm² Zugfestigkeit; hier wird Stahl M von dem Mangan-Vanadin-Stahl N und dem Chromstahl J erreicht, die aber nicht auf mehr als 120 kg/mm² Zugfestigkeit angelassen worden sind. Es folgen oberhalb 110 kg/mm² Zugfestigkeit noch der Mangan-Chrom-Stahl K, der Sili-

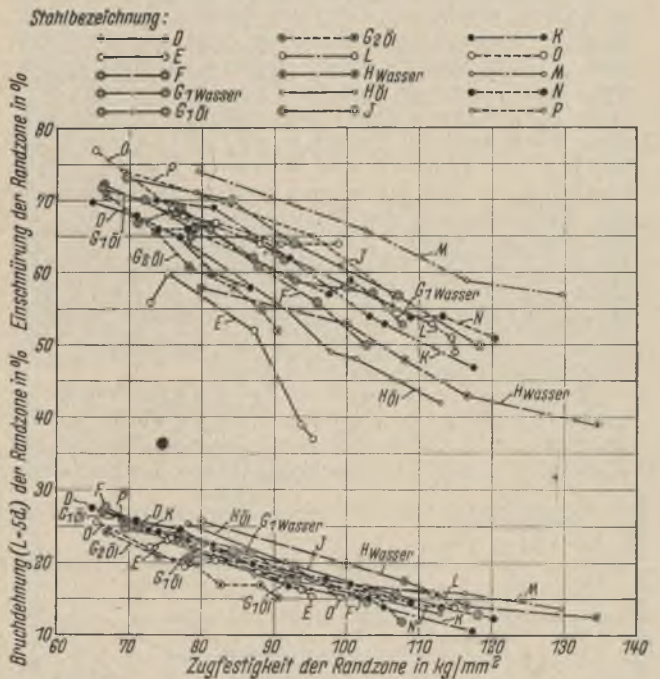


Bild 3. Aenderung von Bruchdehnung und Einschnürung mit der Zugfestigkeit bei Stangen von 60 mm Dmr.

zium-Mangan-Stahl H, der die höchste Zugfestigkeit von 134 kg/mm² bei einer Kerbschlagzähigkeit von über 4 mkg/cm² erreicht, und der Chrom-Vanadin-Stahl L, der aber in diesem Zugfestigkeitsbereich nur Kerbschlagwerte von 1,5 mkg/cm² hat. Bei einer Zugfestigkeit von 90 bis 110 kg/mm² ändert sich diese Reihenfolge, besonders sind weitere Stähle in Betracht zu ziehen. Auf den Stahl M folgen jetzt der Mangan-Vanadin-Stahl N, der Chrom-Mangan-Vanadin-Stahl P, der Manganstahl G, der Chromstahl J und die Manganstähle

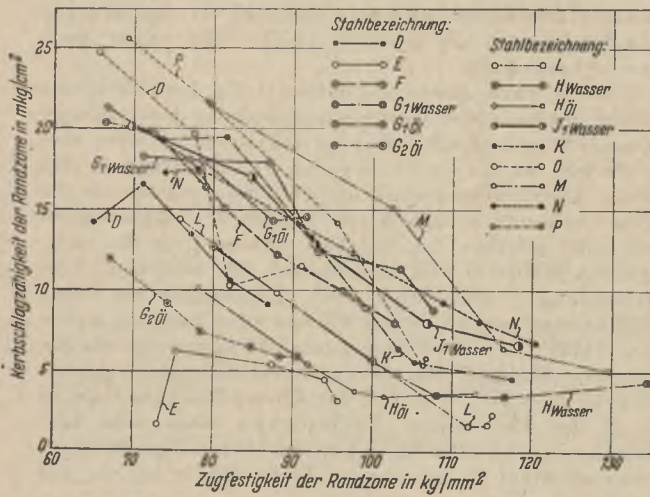


Bild 4. Aenderung der Kerbschlagzähigkeit mit der Zugfestigkeit bei Stangen von 60 mm Dmr.

F und O, die aber nur bis rd. 100 kg/mm² Zugfestigkeit untersucht worden sind. Bei Zugfestigkeiten über 100 kg/mm² steht gegen diese Gruppe der Chrom-Mangan-Stahl K etwas zurück, noch mehr der Stahl L und besonders der Mangan-Silizium-Stahl H. Unter 90 kg/mm² Zugfestigkeit verschiebt sich dieses Bild mehrfach; da aber allgemein die Kerbschlagwerte höher liegen, dürfte die Reihenfolge nicht mehr so wesentlich sein. An den Chrom-Vanadin-Stahl L schließen sich nach unten der unlegierte Stahl D, der Mangan-Silizium-Stahl H und der andere unlegierte Stahl E mit dem höheren Kohlenstoffgehalt an.

Die an Hand der Bilder 1 bis 4 besprochenen Festigkeitswerte gelten nur für Zerreißstäbe, die aus dem Rand der Stangen von 60 mm Dmr. entnommen worden sind. Nimmt man die Probe dagegen aus dem Innern der Stange oder legt man die Probe durch Wahl kleinerer Abmessungen weiter nach außen, so werden sich diese Werte ändern. Diese Unterschiede innerhalb der Stangen sind bei einem Teil der Stähle beachtlich, so daß hierin eine weitere Begrenzung in der Anwendbarkeit des Werkstoffes liegen kann. In den folgenden Bildern sind die Festigkeitseigenschaften für die aus dem Kern der Stangen entnommenen Proben wiedergegeben. Um dabei diese Werte besser mit den Werten der Randproben vergleichen zu können, wurden sie wieder in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit der zugehörigen Randproben aufgetragen.

Für den Vergleich der Zugfestigkeit zwischen Rand- und Kernzone wurde jeweils die Differenz zwischen den entsprechenden Werten gebildet und in Bild 5 in Abhängigkeit von der Zugfestig-

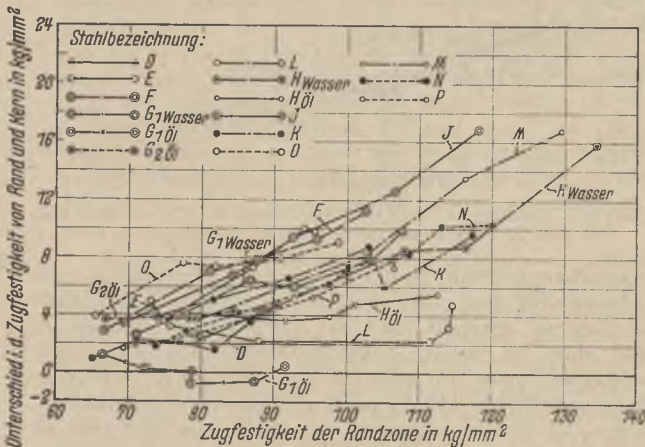


Bild 5. Unterschied in der Zugfestigkeit von Rand- und Kernzone in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit der Randzone bei Stangen von 60 mm Dmr.

keit der Randzone aufgetragen. Im allgemeinen wird dieser Unterschied um so größer, je höher die Zugfestigkeit ist. Nur in einem Falle wurden für die Zugfestigkeit im Kern höhere Werte gefunden als für die Randzone, so daß dieser Unterschied negativ wird. Von den beiden unlegierten Stählen weist der Stahl D (St C 45.61) eine wesentlich bessere Durchvergrütung auf und wird hierbei nur von wenigen legierten Stählen übertroffen. Die Ursache hierfür ist wohl auch darin zu suchen, daß dieser Stahl als einziger in Salzwasser gehärtet wurde. Der bei diesem Stahl gefundene Unterschied in der Zugfestigkeit von Rand und Kern von nicht mehr als 4 kg/mm² dürfte nicht von Bedeutung sein. Bei dem zweiten unlegierten Stahl werden aber Unterschiede von fast 10 kg/mm² bei 100 kg/mm² Zugfestigkeit der Randzone erreicht. Wollte man mit solch einem Stahl die vielfach für Vergütungsstähle übliche Vorschrift, die Zugfestigkeit innerhalb 15 kg/mm² zu halten, für Rand- und Kernzone erfüllen, so würde für den Rand nur ein Spielraum von 5 kg/mm² übrigbleiben, wenn der Kern in den gleichen Bereich fallen soll. Dies ist aber für den Hersteller eine nur schwer einhaltbare Vorschrift. Bei den legierten Stählen haben die Manganstähle nur eine wenig bessere Durchvergrütung als der Stahl E. Günstiger ist der Mangan-Silizium-Stahl H, bei dem ein Unterschied zwischen Rand- und Kernfestigkeit von 10 kg/mm² erst bei 120 kg/mm² Zugfestigkeit auftritt. Die in Öl abgeschreckten Stangen weisen zwar weniger große Unterschiede auf, doch lassen sie sich nicht auf die Zugfestigkeiten vergüten, die bei Wasserabschreckung erreicht werden. Die Durchvergrütung der mit Chrom und Vanadin legierten Stähle ist etwa die gleiche wie die der Mangan- und Mangan-Silizium-Stähle G und H; unter diesen heben sich die günstigeren Werte des Chrom-Vanadin-Stahles L (VCV 150) heraus. Von den auf Zugfestigkeiten über 110 kg/mm² vergüteten Abschnitten weisen der Stahl J (VC 135) die geringste, die Stähle H, N und P die beste Durchvergrütbarkeit auf; von dem Stahl M sind auch günstigere Werte bekannt³.

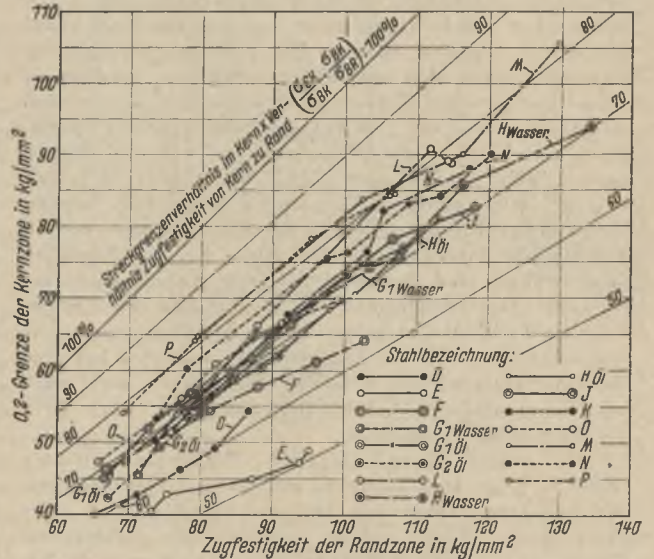


Bild 6. Abhängigkeit der 0,2-Grenze der Kernzone von der Zugfestigkeit der Randzone bei Stangen von 60 mm Dmr.

Bei der Streckgrenze (0,2-Grenze) zeigen sich nach früheren Beobachtungen meistens größere Unterschiede über den Querschnitt, als es bei der Zugfestigkeit der Fall ist¹⁾, so daß bei Stäben aus der Kernzone ein niedrigeres Streckgrenzenverhältnis zu erwarten ist, als es für die Stäbe aus der Randzone aus Bild 2 zu entnehmen ist. Bei der Auftragung der Streckgrenze (σ_a) der Stäbe aus der Kernzone in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit (σ_B) der Randzone in

Bild 6 geben die eingezeichneten Geraden nicht das Streckgrenzenverhältnis eines Stabes an, sondern das Streckgrenzenverhältnis der Kernprobe multipliziert mit dem Verhältnis Zugfestigkeit der Kernzone zu der der Randzone

$$\left(\frac{\sigma_{SK}}{\sigma_{BK}} \cdot \frac{\sigma_{BK}}{\sigma_{BR}} \right)$$

Für die beiden unlegierten Stähle D und E (St C 45.61 und St C 60.61) erhält man für dieses Verhältnis 60 bis 50 %, und zwar liegt es für den kohlenstoffreicheren Stahl deutlich niedriger. Bei diesem fällt das Verhältnis mit steigender Zugfestigkeit gegenüber den aus Bild 2 zu entnehmenden Streckgrenzenwerten, während dies für den Stahl D nicht zu beobachten ist. Gegen die Randzone sind die Werte beträchtlich herabgesetzt. Bei den Mangan- und Mangan-Silizium-Stählen ergeben sich bereits höhere Verhältniszahlen von etwa 70 % bei Zugfestigkeiten über 100 kg/mm². Nur der Manganstahl VM 125 fällt hier unter 65 % ab. Bei dem Mangan-Silizium-Stahl H (VMS 135) werden diese 70 % auch noch für 130 kg/mm² Zugfestigkeit der Randzone eingehalten. Bei den chrom- und vanadinhaltigen Stählen K bis P liegen nun diese Verhältniszahlen noch höher als bei den Manganstählen; als Mittelwerte könnte man — von dem Chromstahl J (VC 135) abgesehen — etwa 78 % angeben. Die besten Werte werden mit den Stählen L, M und P erreicht. Der Vorteil der Chrom- und Vanadinzusätze zeigt sich also bei diesen Stählen neben dem Erreichen einer höheren Zugfestigkeit und einer besseren Kerbschlagzähigkeit in einer höheren Streckgrenze, besonders im Kern der Stange.

Bei der Beurteilung der Bruchdehnung und Einschnürung der Kernproben ist zu beachten, daß die Zugfestigkeit im Kern geringer ist, so daß an sich für die Kernproben etwas höhere Werte zu erwarten sind als bei den Randproben. Andererseits nimmt das Formänderungsvermögen nach dem Innern eines größeren Querschnitts meist ab. Beide Einflüsse heben sich bei den vorliegenden Abschnitten ungefähr auf, so daß es nicht notwendig erscheint, auch die Bruchdehnungs- und Einschnürungswerte der Proben aus dem Kern in einem besonderen Bild, das sich nur wenig von Bild 3 unterscheiden würde, darzustellen.

In gleicher Weise müßte die Kerbschlagzähigkeit der Kernzone teils nach oben, teils nach unten verschoben werden. Hier überwiegt aber meist der Einfluß der geringeren Verschmiedung, so daß trotz der herabgesetzten Kernfestigkeit die Kerbschlagzähigkeit der Kernzone im allgemeinen etwas niedriger als die der Randzone ist. In Bild 7 ist die Kerbschlagzähigkeit

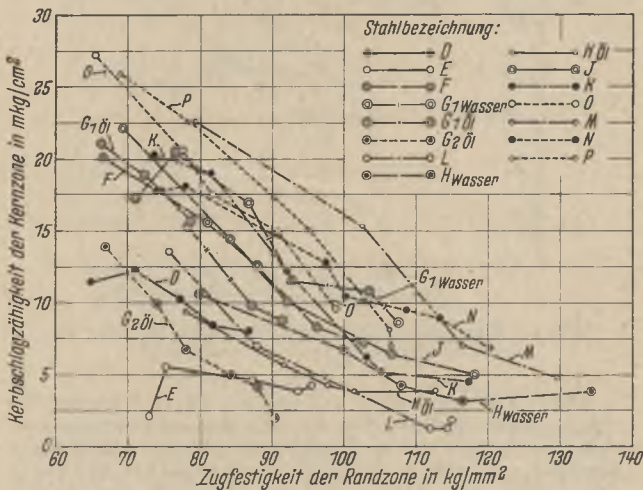


Bild 7. Kerbschlagzähigkeit der Kernzone in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit der Randzone bei Stangen von 60 mm Dmr.

der Kernzone in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit der Randzone aufgetragen.

Die in Querrichtungen entnommenen Zerreißproben stimmen in den meisten Fällen in der Zugfestigkeit und der Streckgrenze mit den Stäben aus der Längsrichtung der Kernzone überein, während alle Verformungsgrößen, besonders die Einschnürung, stark herabgemindert sind. Auch die in Querrichtung herausgearbeiteten Kerbschlagproben zeigten ohne Ausnahme

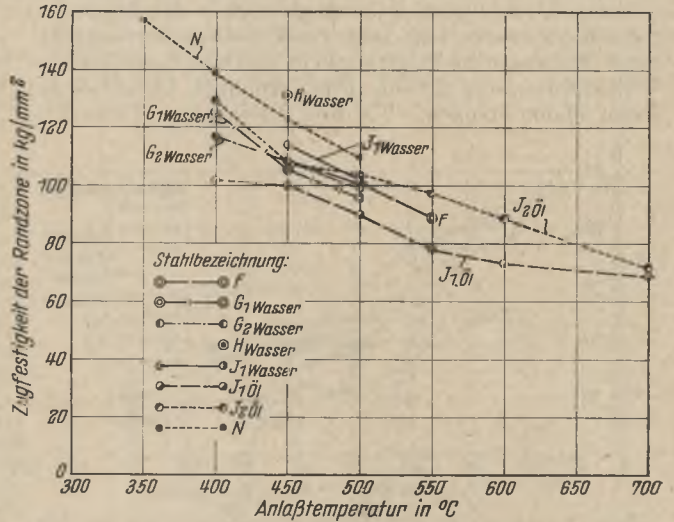


Bild 8. Abhängigkeit der Zugfestigkeit der Randzone von der Anlaßtemperatur bei Stangen von 30 mm Dmr.

wesentlich geringere Zähigkeiten, als sie bei den Längsproben gefunden wurden. Hier wäre noch zu untersuchen, wie weit diese Werte von der Herstellung der Stangen (z. B. Schlackenreicherungen oder Schmiedefehler) beeinflusst sind. Es wird deshalb davon abgesehen, die einzelnen Stahlsorten auf Grund ihrer Querkernschlagzähigkeit zu vergleichen; die einzelnen Werte sind in der ausführlicheren Darstellung⁵⁾ wiedergegeben.

Die in den Bildern 1 bis 7 gemachten Angaben beziehen sich auf Stangen von 60 mm Dmr. Es ist ohne weiteres verständlich, daß z. B. die Unterschiede zwischen Rand- und Kernproben sich mit steigendem Stangendurchmesser in gleicher Weise ändern müssen. Wie Bild 8 zeigt, sind aber nicht nur die Unterschiede zwischen der Rand- und Kernzone, sondern auch die Festig-

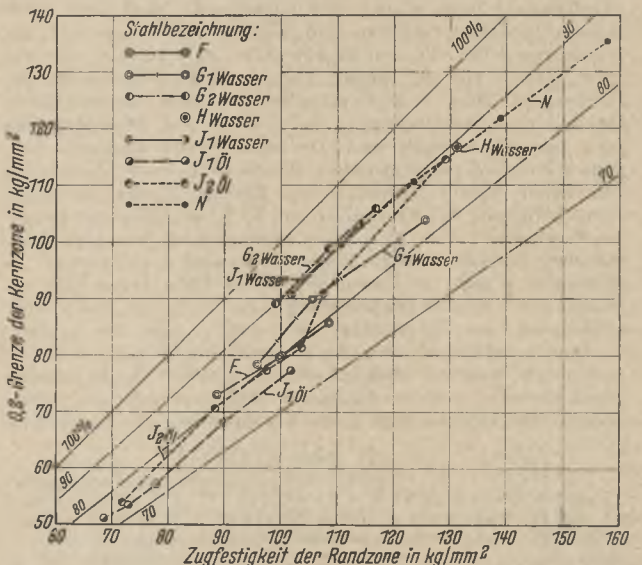


Bild 9. Abhängigkeit der 0,2-Grenze der Kernzone von der Zugfestigkeit der Randzone bei Stangen von 30 mm Dmr.

keitswerte der Randzone vom Stangendurchmesser abhängig. Namentlich bei niedrigeren Anlaßtemperaturen werden von den Stangen von 30 mm Dmr. in einigen Fällen merklich höhere Werte für die Zugfestigkeit erreicht, als in Bild 1 für die gleichen Werkstoffe für die 60-mm-Abschnitte angegeben ist. Die Werte für das Streckgrenzenverhältnis sind dabei meist höher als für die Abschnitte von 60 mm Dmr., während die Bruchdehnung und Einschnürung trotz der höheren Zugfestigkeit kaum niedriger sind. Infolge des geringeren Unterschieds zwischen der Zugfestigkeit der Rand- und der Kernzone ist jetzt auch das Verhältnis Streckgrenze der Kernzone zu Zugfestigkeit der Randzone bei den Abschnitten von 30 mm Dmr. erheblich höher als bei den 60-mm-Stangen. Wie Bild 9 zeigt, liegt dieses Ver-

nicht mit einem Rückgang des Formänderungsvermögens verbunden, vielmehr werden von den untersuchten Abschnitten durchweg gute Kerbschlagzähigkeitswerte erreicht (Bild 10). Hervorzuheben ist hier der Mangan-Vanadin-Stahl N (42 MV 7), der bei fast 160 kg/mm² Zugfestigkeit noch eine Kerbschlagzähigkeit von 4 mkg/cm² in Rand und Kern erreicht.

Zusammenfassung

An zwei unlegierten und zehn mit Mangan, Silizium, Chrom und/oder Vanadin legierten Stählen wurde die Aenderung der Festigkeitseigenschaften von Stangenabschnitten mit 60, in einigen Fällen auch mit 30 mm Dmr. in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur verfolgt, wobei Härtemessungen an der Oberfläche und über den Querschnitt sowie Zug- und Kerbschlagversuche an Proben aus Rand und Kern und in der Querrichtung ausgeführt wurden. Die Härtemessungen zeigten, daß die Beurteilung der Durchvergüthbarkeit auf bestimmte Anlaßstufen und damit Festigkeitsbereiche zu begrenzen ist. Bei gleicher Anlaßtemperatur ist die Zugfestigkeit der unlegierten oder nur mit Mangan legierten Stähle geringer als die der mit Chrom legierten Stähle. Das höchste Streckgrenzenverhältnis liegt bei der höchsten Zugfestigkeit und damit niedrigsten Anlaßtemperatur vor. In der Bruchdehnung zeigt sich keine deutliche Ueberlegenheit der legierten Stähle. Die Brucheinschnürung fällt weit stärker als die Bruchdehnung nach höheren Werten der Zugfestigkeit ab. Die Kerbschlagzähigkeit war bei dem Stahl mit 2,5 % Cr und 0,2 % V am günstigsten. Der Abfall der Kerbschlagzähigkeit mit steigender Zugfestigkeit erfolgt besonders zwischen 100 und 115 kg/mm² Zugfestigkeit. Die Unterschiede der Festigkeitseigenschaften innerhalb der Stangen (vom Rand zum Kern) sind bei einem Teil der Stähle beachtlich. Die erhöhten Zugfestigkeiten bei Stangen von 30 mm Dmr. gegenüber Stangen von 60 mm Dmr. bei gleicher Wärmebehandlung sind nicht mit einem Rückgang des Formänderungsvermögens verbunden.

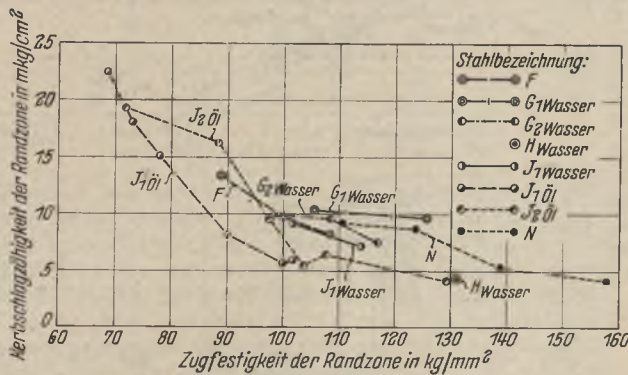


Bild 10. Aenderung der Kerbschlagzähigkeit mit der Zugfestigkeit bei Stangen von 30 mm Dmr.

hältnis für die Mangan- und Mangan-Silizium-Stähle bei 80 bis 90 %, während es für die 60-mm-Abschnitte im Mittel nur etwa 70 % erreichte. Für die mit Chrom oder Vanadin legierten Stähle wurden auch bei den höchsten Zugfestigkeiten Werte von mehr als 85 % eingehalten. Die erhöhten Zugfestigkeiten, die von den Stangen von 30 mm Dmr. bei gleicher Wärmebehandlung gegenüber den 60-mm-Abschnitten erreicht werden, sind

Umschau

Verwendung flüssigen Roheisens im Siemens-Martin-Ofen

Nachdem die Frage der Verwendung flüssigen Roheisens im Siemens-Martin-Ofen schon verschiedentlich Gegenstand, insbesondere auch schwedischer Untersuchungen war, wurde jetzt im Hinblick auf die kriegsbedingten wirtschaftlichen Verhältnisse noch einmal der vorliegende Stoff vom Jernkontor gesichtet, ergänzt und von H. Willners¹⁾ zusammengestellt. Von den älteren Arbeiten²⁾ sei hier nur aus den Werten von R. Sarjant über britische Siemens-Martin-Oefen das Bild 1 wiedergegeben, in dem Brennstoffverbrauch und Stahlerzeugung bei festem und flüssigem Einsatz gegenübergestellt sind. Die Anteile von flüssigem Einsatz schwanken dabei zwischen 18 und 83 %, doch überwiegen die hohen Anteile. Danach bringt flüssiger Einsatz im Mittel eine Erhöhung der Erzeugung von 30 % bei gleichem Brennstoffverbrauch oder 20 % Brennstoffersparnis bei gleichbleibender Stahlerzeugung. Beim Uebergang von festem zu flüssigem Einsatz in einem gegebenen Ofen ergibt sich sowohl eine Brennstoffeinsparung von 14 % als auch eine Erhöhung der Erzeugung von 15 %, wie sie größenordnungsmäßig auch etwa die anderen oben genannten Untersuchungen angeben. Daß jedoch im einzelnen die Ergebnisse auch noch von anderen Einflüssen abhängen, sieht man schon daran, daß sich in Bild 1 die besten Werte für festen Ein-

satz denen für flüssigen Einsatz stark nähern. Die Ursachen liegen in unterschiedlichen Betriebsbedingungen. Sie näher klarzulegen hat das Jernkontor als seine Hauptaufgabe betrachtet.

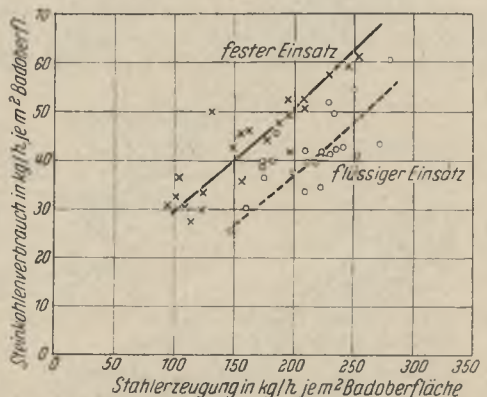


Bild 1. Zusammenhang zwischen Stahlerzeugung und Brennstoffverbrauch nach Sarjant.

Dabei ging man davon aus, daß der Siemens-Martin-Ofen die zweifache Aufgabe hat, den Einsatz auf Abstichtemperatur zu erhitzen und zu frischen, also der Einfluß flüssigen Einsatzes auf beide Aufgaben zu untersuchen ist. Zur ersten Frage sollte man meinen, daß der flüssige Einsatz einfach entsprechend seinem erhöhten Wärmeinhalt wirke, also die Erzeugung proportional dem Anteil an flüssigem Roheisen

¹⁾ Jernkont. Ann. 127 (1943) S. 150/68.
²⁾ Berg, E.: Värmländska Bergsmannaföreningens Annaler 1918, S. 62/91. Cedervall, C. G.: Ebenda 1935, S. 106/28; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 403. Weisgerber, F.: Stahl u. Eisen 50 (1930)-S. 1489/95 (Stahlw.-Aussch. 194). Buell, W. C.: Iron Steel Engr. 18 (1941) Nr. 3, S. 28/37. Sarjant, R. J.: Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 22: Symp. Steelmaking. London 1938, S. 405/08.

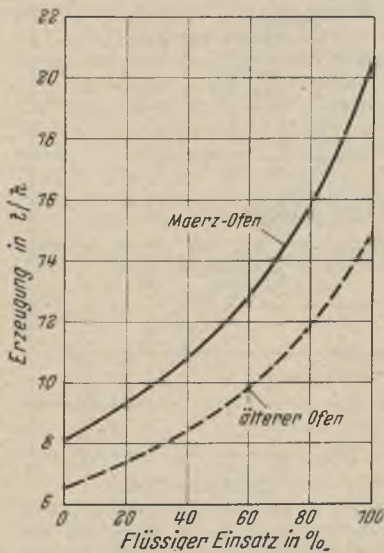


Bild 2. Zusammenhang zwischen Menge des flüssigen Einsatzes und Erzeugung je Stunde nach Kudicke.

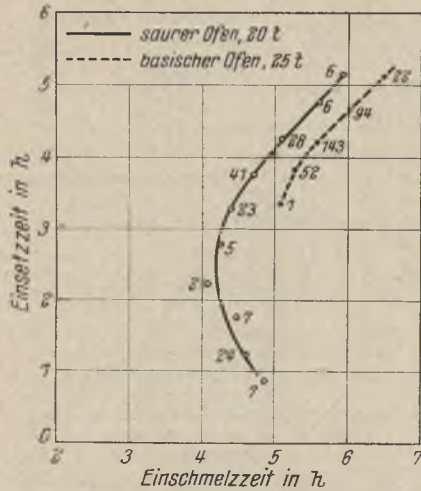


Bild 3. Einschmelzzeit und Einsetzzeit.

größe die Verhältnisse in dieser Beziehung am günstigsten sind. Des näheren ist dies aus Bild 4 zu entnehmen, in

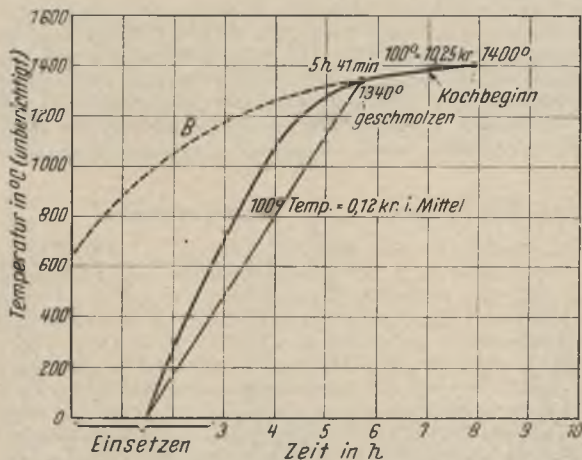


Bild 4. Temperatursteigerung in Siemens-Martin-Ofen.

dem die Temperatursteigerung bei festem Einsatz in Abhängigkeit von der Zeit dargestellt ist. Man erkennt, wie vor dem Einschmelzen die Temperatursteigerung erheb-

steige. Nach den Untersuchungen von K. Kudicke³⁾ in Bild 2 ist dies aber nicht der Fall, vielmehr bringt eine gleiche Erhöhung des flüssigen Anteils bei kleinem Gesamtanteil eine geringere Erzeugungssteigerung als im Bereich höchster Anteile.

Ein Hinweis auf die Ursachen dieses Verhaltens ergibt sich aus Untersuchungen, die B. Tigerschiöld⁴⁾ über die Beziehung zwischen Einschmelz- und Einsetzzeit bei sauren und basischen Oefen durchführte (Bild 3). Danach steigt zwar, wie zu erwarten, die Einschmelzzeit mit den Einsetzzeiten an, jedoch tritt auch bei Unterschreitung einer bestimmten Einsetzzeit Verlängerung ein.

Das günstigste Ergebnis erhält man, wenn das Einsetzen 2 bis 3 h dauert. Der Grund liegt darin, daß bei Ueberschreitung einer bestimmten Stückgröße des Schrotts die Wärmeübertragung ungünstig wird, und bei einer bestimmten Stück-

lich schneller erfolgt als hinterher (zuerst 313°/h, dann 22°/h; die Temperaturen von 1340° und 1400° sind unberichtigt und Mittelwerte aus einer größeren Anzahl von Schmelzen). Die eingezeichnete hypothetische Kurve B entspräche dann dem Fall, daß der Einsatz von vornherein kompakt ist, z. B. wenn zuerst flüssiges Roheisen eingegossen und dann der Schrott eingesetzt würde, so daß er im Bade untersinkt. Daraus ergeben sich die Regeln für das Eingießen flüssigen Einsatzes, die C. G. Cedervall¹⁾ ableitete. Sie besagen, daß bei flüssigem Einsatz zunächst der Schrott einzusetzen und voll aufzuheizen und erst danach, aber einige Stunden später, das Roheisen nachzusetzen ist. Andernfalls sind die Ergebnisse schlechter. Wie sich die Schmelzzeiten bei Verwendung flüssigen Roheisens mit der Einsetzzeit ändern, zeigt (entsprechend

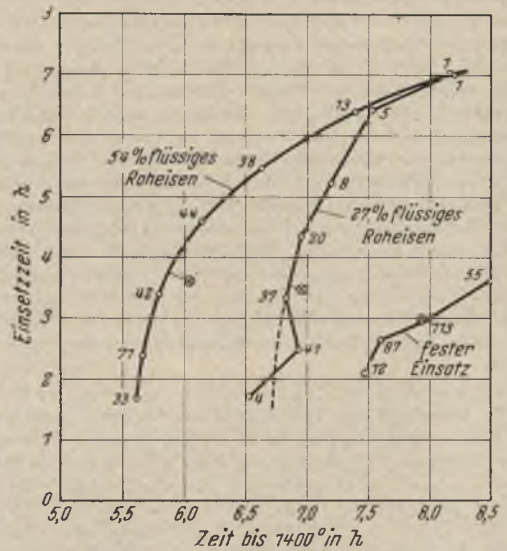


Bild 5. Einfluß der Einsetzzeiten und Mengen flüssigen Roheisens auf die Erwärmungszeit bis 1400°.

Bild 3) Bild 5 für ein anderes Hüttenwerk, wobei allerdings an Stelle der Gesamtschmelzzeit die Zeit bis zur Erwärmung der Schmelze auf 1400° (berichtigt) zugrunde gelegt ist. Man sieht, daß das beste Ergebnis mit dem größten Anteil flüssigen Roheisens erzielt wurde, wenn man den flüssigen Anteil 2 bis 3 h nach Beginn des Einsetzens zugeb.

Diese besondere Bedeutung, die dem Zeitpunkt des Roheisenzusatzes zukommt, läßt es wünschenswert erscheinen, daß das Stahlwerk unabhängig von den Abstichzeiten des Hochofens wird, d. h., daß das Roheisen jederzeit aus einem

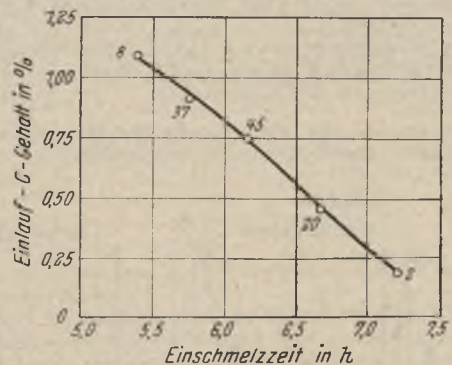


Bild 6. Zusammenhang zwischen Einschmelzzeit und Einlaufkohlenstoffgehalt für den basischen Siemens-Martin-Ofen.

Mischer entnommen werden kann. Wird das Roheisen zum richtigen Zeitpunkt eingesetzt, dann ist natürlich auch jede Kalorie, die es infolge höherer Eigentemperatur mit in den Ofen bringt, von Vorteil. So ergaben Versuche mit absichtlich im Lichtbogenofen stark überhitztem Roheisen bei 120° Ueberhitzung eine Verkürzung der Schmelzdauer um 86 min. Auch C. G. Cedervall⁵⁾ erbrachte schon

³⁾ Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 203/07 (Betriebsw.-Aussch. 186).

⁴⁾ Unveröffentlicht.

⁵⁾ Värmländska Bergsmannaföreningens Annaler 1942. S. 7. 29.

Versuchsergebnisse zu dieser Frage. Unter diesen Umständen ist es natürlich auch wesentlich, daß das Roheisen nach dem Abstich z. B. durch geschlossene Pfannen, gute Vorwärmung von Pfannen und Rinnen u. ä. vor Abkühlung geschützt wird.

Während bei festem Einsatz schon ein beträchtlicher Teil der Eisenbegleiter, besonders Kohlenstoff und Silizium, während des Einschmelzens fortgefrischt wird, ist dies bei flüssigem Einsatz nicht der Fall. Wie stark die Kohlenstoffabnahme von der Einschmelzzeit abhängt, zeigt Bild 6 nach unveröffentlichten Untersuchungen von Tiger-schiöld.

Hanns Wentrup.

Großzahluntersuchungen an Stahldrahtseilen

Reichsbahn-Lieferbedingungen und Bergnorm

Die Zusammenhänge von Drahtdurchmesser, Hin- und Herbiegezahl und Zugfestigkeit der Stahldrähte aus Lastseilen sind von A. Pusch¹⁾ großzahlmäßig untersucht worden. Es erhob sich vor einigen Jahren bei Aufstellung der Reichsbahn-Lieferbedingungen die Frage, welche Biegezahlen in Abhängigkeit vom Durchmesser und von der Festigkeit der Einzeldrähte vorzuschreiben seien. Einen Anhalt boten zwar die in DIN Berg 1254 für Förderseildrähte angegebenen Mindestbiegezahlen für blanke und verzinkte Drähte, doch sind die bei der Deutschen Reichsbahn (D.R.) gebräuchlichen Lastseile überwiegend aus dünneren Drähten (von 0,4 bis etwa 1,0 mm Dmr.) aufgebaut als die Förderseildrähte mit etwa 1,0 bis 3,5 mm Durchmesser. Außerdem werden die letzten stärker beansprucht als die Lastseile für Werkstattkräne, Kranwagen, Lokomotiv-Bekohlungsanlagen und dergleichen.

Die Untersuchungsergebnisse von 79 Drahtseilen verschiedener Herstellerwerke wurden ausgewertet. Jedes Seil bestand gewöhnlich aus 6 Litzen mit je 37 blanken (nicht verzinkten) Einzeldrähten. Von insgesamt 1530 Einzeldrähten wurden der Durchmesser, die Zugfestigkeit und die Hin- und Herbiegezahl, diese auf dem Biegerollgerät nach DIN DVM 1211 bei 5 mm Durchmesser der Biegerolle, ermittelt. Um den Einfluß der Zugfestigkeit auf die Hin- und Herbiegezahlen zu klären, wurde das Gesamtbild in vier Festigkeitsklassen unterteilt. Die Häufigkeitsschaubilder der Biegezahlen und Drahtdurchmesser ergeben nach Bild 1 folgendes:

1. Mit zunehmendem Drahtdurchmesser werden die Häufigkeitsdreiecke immer schmaler und höher und schrumpfen bei 0,9 und 1,0 mm Durchmesser schließlich zu einer Geraden (Höhe) zusammen. Dementsprechend steigt die auf die rechte Seitenfläche der Raumschaubilder übertragene Verbindungslinie der Häufigkeitsgipfelpunkte von 0,4 bis 1,0 mm Durchmesser mehr oder weniger steil an.

2. Die Häufigkeitshöchstwerte für die Biegezahlen verschieben sich mit wachsendem Drahtdurchmesser deutlich zu niedrigeren Werten.

3. Ein Vergleich der vier Schaubilder untereinander ergibt keine merkbaren Unterschiede der Häufigkeitsverteilung in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit.

¹⁾ Auszug aus der von der Technischen Hochschule Braunschweig genehmigten Dr.-Ing.-Dissertation von A. Pusch 1942.

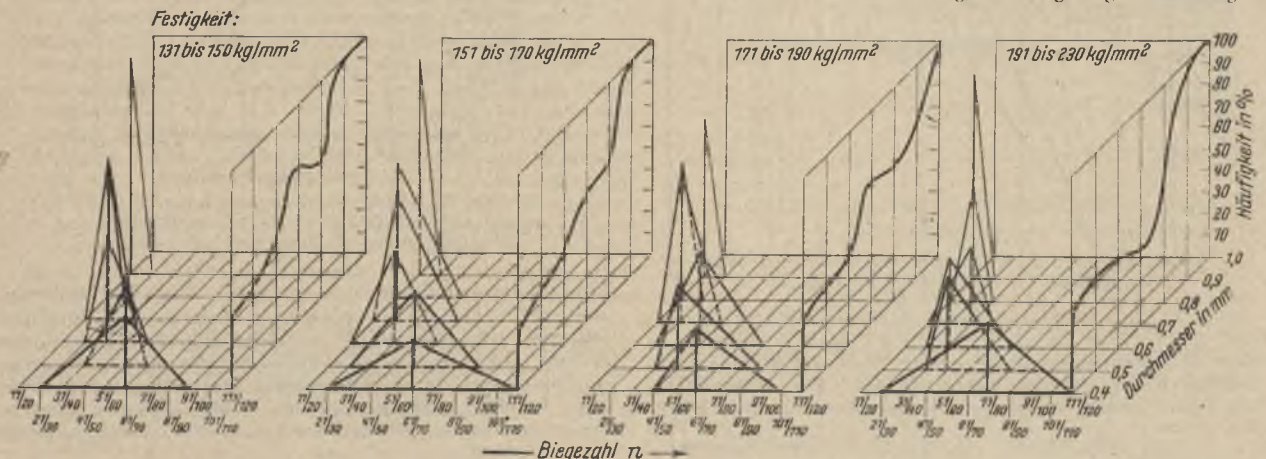


Bild 1. Häufigkeitsschaubilder der Biegezahlen und Drahtdurchmesser für die einzelnen Festigkeitsklassen.

Selbst bei den am weitesten auseinanderliegenden Klassen von 131 bis 150 und 191 bis 230 kg/mm² Zugfestigkeit ist nicht zu erkennen — wie eigentlich zu erwarten wäre —, daß die harten Drähte niedrigere Biegezahlen ergeben als die weichen. Dies wird bestätigt durch Bild 2. Hier sind die Häufigkeitshöchstwerte der Biegezahlen in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser für die vier verschiedenen Festigkeitsklassen aufgetragen und durch Linien miteinander verbunden. Allgemein nehmen die Biegezahlen mit zunehmender Drahtstärke in einer annähernd exponentialen Gesetzmäßigkeit ab. Im einzelnen ergibt sich für die beiden unteren Festigkeitsklassen eine vollständige Übereinstimmung, da die Linienzüge a und b einander decken. Die Linien c und d der oberen Festigkeitsklassen verlaufen teils über, teils unter a (b).

Wenn auch für die dünneren Drähte bis zu 1,0 mm Durchmesser ein Einfluß der Zugfestigkeit nicht zu erkennen ist, so wurde doch in Anlehnung an DIN Berg 1254 für Förderseildrähte, die allerdings erst mit 1,0 mm Durchmesser beginnen, die Mindestzahl der auszuhaltenden Biegungen für zwei verschiedene Festigkeitsklassen, nämlich unter 160 kg/mm² und von 160 bis 180 kg/mm² festgelegt. Die Bergnorm sieht für die Biegezahlen der Drähte unter 160 kg/mm² Zugfestigkeit etwas ge-

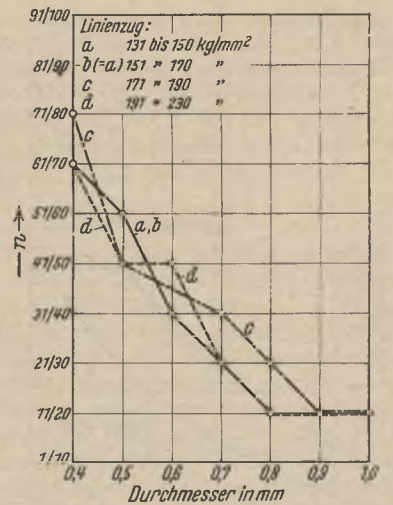


Bild 2. Die Häufigkeitshöchstwerte der Biegezahlen als Funktion des Drahtdurchmessers bei den verschiedenen Festigkeitsklassen.

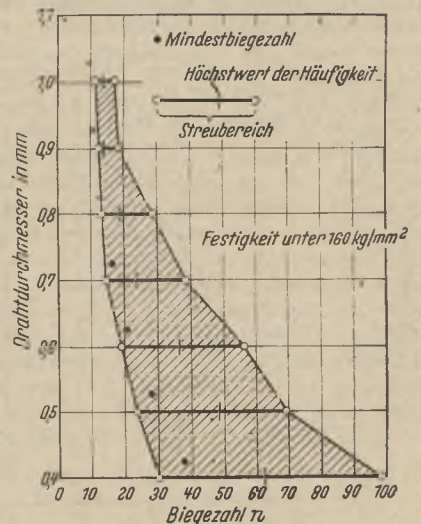


Bild 3. Streubereiche, Höchstwerte und Mindestwerte (Lieferbed. d. D. R.) der Hin- und Herbiegezahlen in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser. (Zugfestigkeit unter 160 kg/mm² blanke Drähte.)

ringere Mindestwerte vor als für die Drähte höherer Festigkeit. — Die Festlegung der Mindestbiegezahlen machte eine Neuaufteilung des Gesamtbildes in Drähte unter 160 kg/mm^2 und solche mit 160 bis 180 kg/mm^2 Festigkeit erforderlich. Die Darstellung nach Bild 3 beschränkt sich auf die Festlegung der Streubereiche (dick ausgezogene Linien und gestricheltes Feld) und der Häufigkeitshöchstwerte (senkrechte Linien). Die Lage der hiernach festgesetzten Mindestbiegezahlen ist durch die dick eingezeichneten Punkte angegeben. Diese liegen entweder dicht oberhalb, dicht unterhalb oder unmittelbar an der unteren Grenze des Streubereichs. In gleicher Weise wurden auch die Häufigkeiten und Mindestwerte für die Festigkeitsklasse von 160 bis 180 kg/mm^2 dargestellt.

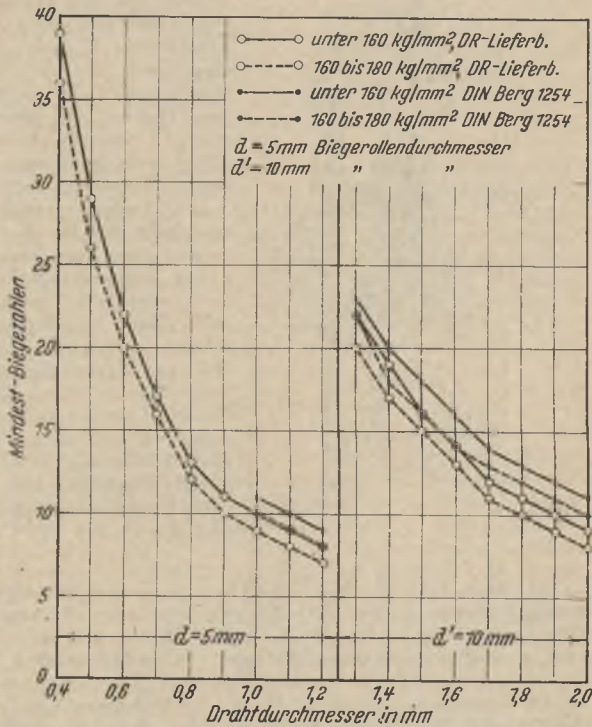


Bild 4. Mindestbiegezahlen für blanke Seildrähte nach den Technischen Lieferbedingungen 918 136 der Deutschen Reichsbahn und nach DIN Berg 1254.

In Bild 4 sind die Mindestbiegezahlen nach den Lieferbedingungen der Reichsbahn und der Bergnorm in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser für einen Biegerollendurchmesser von 5 und 10 mm wiedergegeben. Die Werte gelten für blanke Drähte und können nach den Vorschriften der Deutschen Reichsbahn für verzinkte und verbleit-verzinkte oder verzinnete Drähte um 20% tiefer liegen. Auch die Bergnorm sieht für verzinkte Drähte etwas niedrigere Werte vor als für blanke. Allgemein liegen die Biegezahlen

²⁾ Abnahme 6 (1943) S. 55/60.

der stärker beanspruchten Förderseildrähte über den Reichsbahnvorschriften.

Eine Zuschrift der Deutschen Drahtseilwerke zu einem an anderer Stelle²⁾ veröffentlichten Auszug aus der vorliegenden Arbeit über Drahtseile gibt Veranlassung, auf das kürzlich erschienene Normblatt DIN 2078 sowie auf das noch im Druck befindliche Blatt DIN E 6890 hinzuweisen. Diese neuesten Erkenntnisse der Normung konnten bei der Auswertung der vorliegenden Untersuchungsergebnisse für die Festlegung der Mindestbiegezahlen natürlich nicht berücksichtigt werden, da die Versuche, wie schon eingangs erwähnt, einige Jahre zurückliegen.

Alfred Pusch.

Lufthammer-Stochverfahren

Das Rheinische Braunkohlen-Syndikat empfiehlt die Verwendung von mechanischen Stochstangen zur schnellen und leichten Beseitigung der Schlackenansätze im Gaserzeuger.

In der heutigen Zeit kommt es vor, daß mehr oder weniger große Betriebsstörungen durch starke Verschlackungen des Gaserzeugers, vor allem bei solchen mit ausgemauertem Wand, auftreten. Die Randschlackenbeseitigung erfordert neben großer Sachkenntnis auch schwere körperliche Arbeit. Starke Verschlackung liegt einmal an unsachlicher Bedienung durch Einsatz von ausländischen Arbeitern und Hilfskräften, dann an der hohen Beanspruchung der Gaserzeuger und schließlich auch an dem öfteren Wechsel des Brennstoffes.

In den Hochleistungs-Gaserzeugern der Demag A.-G. sind selbsttätige Stochvorrichtungen mit elektrischem Antrieb eingebaut, die sich gut bewährt haben³⁾. Ein solcher Einbau in einen normalen Drehrost-Gaserzeuger ist aber nicht durchführbar.

Die Firma Giuliani, deren Drehrost-Gaserzeuger mit ausgemauertem Wand hoch beansprucht werden und dadurch Randschlacken ansetzen, verwendet Preßlufthämmer zum Losbrechen und Zerkleinern der Schlacken. Geeignet ist ein Hammer von kurzer Baulänge (500 bis 600 mm) und einem Gewicht von 11 bis 20 kg , z. B. das Modell 111 der Internationalen Preßluft- und Elektro-Gesellschaft. Der erforderliche Preßluftdruck liegt zwischen 2 und 4 atü . Die Stochstangenköpfe sind entsprechend den Hammerfuttern ausgebildet und haben zum Drehen und Heben oben eine kurze Querstange.

Für die Entschlackung mit dem Preßlufthammer werden drei Leute benötigt. Zwei Mann führen die Stochstange und der dritte bedient den Lufthammer. Jeder Gaserzeuger wird in 24 h einmal von Randschlacken befreit; das übrige Stochen geschieht wie bisher von Hand. Die losgelöste Schlacke wird mit dem Haken auf das Glutbett befördert, damit sie nicht wieder am Rande anbackt. Das Losbrechen der Randschlacken mit dem Preßlufthammer wird leichter, schneller und mit geringem Kräfteaufwand bewerkstelligt als von Hand. Inzwischen ist das Verfahren bei einigen Stahlwerken erfolgreich eingeführt worden. Der von Giuliani in dem bei ihr entwickelten Lufthammer-Stochverfahren ausgebildete Lehrstocher des Rheinischen Braunkohlen-Syndikats steht den Werken zur Einführung des Verfahrens zur Verfügung.

H. B.

³⁾ Braunkohle 35 (1936) S. 417; Becker, H., und E. Buntenschach: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 449 (Wärmequelle 295).

Patentbericht

Kl. 18 c, Gr. 3₁₅, Nr. 739 582, vom 21. Januar 1941. Ausgegeben am 29. September 1943. Deutsche Edelstahlwerke AG. in Krefeld. (Erfinder: Dr.-Ing. Gerhard Riedrich in Krefeld.) Aufkohlen von Chromstählen.

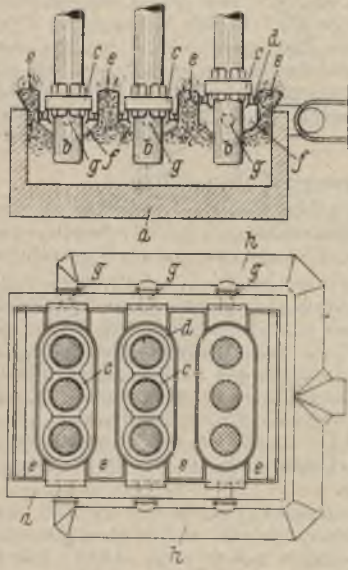
Die etwa 5 bis 30% Cr enthaltenden Stahlliegierungen, die gegebenenfalls Zusätze an Molybdän, Silizium, Mangan, Wolfram od. dgl. aufweisen, werden vor der Aufkohlung mit einer elektrolytisch aufzubringenden Eisenschicht versehen. Um die erzielte Oberflächenhärtung zur Wirkung zu bringen und die Beständigkeit der Chromstähle gegen chemische Einwirkung wiederherzustellen, wird die Eisenschicht nach der Zementation chemisch oder mechanisch entfernt.

Kl. 18 d, Gr. 2₁₀, Nr. 739 698, vom 26. Juli 1931. Ausgegeben am 2. Oktober 1943. Zusatz zum Patent 669 057 [vergl. Stahl und Eisen 49 (1939) S. 435]. Deutsche Edelstahlwerke AG. in Krefeld. (Erfinder: Dr. phil. Werner Köster in Stuttgart.) Verwendung von kohlenstoff-

freien bzw. kohlenstoffarmen Legierungen als Werkstoff für Dauermagnete.

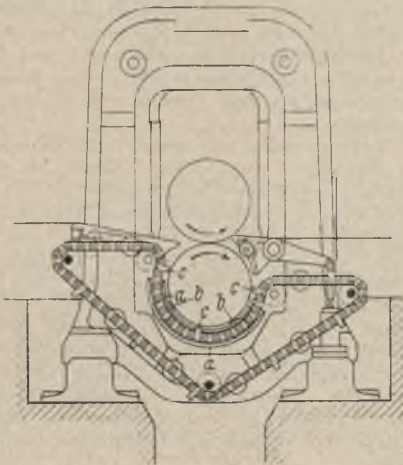
Unter Anwendung der im Hauptpatent beschriebenen Wärmebehandlung (Abschrecken und Anlassen) werden für Dauermagnete ausscheidungshärtungsfähige Legierungen verwendet, die 7 bis 30% W, $0,5$ bis 20% Co, Rest Eisen, mit oder ohne weitere Zusätze, wie Chrom, Vanadin, Aluminium, Silizium, Titan, Mangan, Nickel, Kupfer, Beryllium, einzeln oder gemeinsam in Mengen bis zu 25% enthalten und die praktisch kohlenstofffrei sind oder einen Kohlenstoffgehalt unter $0,25\%$ haben. Diese Legierungen sind nach dem Abschrecken von hohen Temperaturen weich und daher gut bearbeitbar; aber auch nach dem Anlassen, das zur Erreichung des magnetisch günstigen Zustandes notwendig ist, sind sie noch bearbeitbar. Wegen des niedrigen Kohlenstoffgehaltes erfahren die Legierungen durch die Wärmebehandlung keine Randentkohlung.

Kl. 40 c, Gr. 16₀₁, Nr. 734 929, vom 22. Mai 1940. Ausgegeben am 3. Mai 1943. **Siemens & Halske AG.** in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr.-Ing. Michael Kauchtschischwili und Paul Sernitz in Berlin-Siemensstadt.) *Reduktionsofen mit Gasabsaugung.*



Zur Absaugung der sich in Reduktionsöfen entwickelnden brennbaren Gase werden die in die Ofenwanne *a* eintauchenden Elektroden *b* an ihren der Stromzuführung dienenden Kontakten *c* mit Abdichtungen *d* versehen, die sich an den Wänden der von einer Ofenwand zur andern reichenden Beschickungskanäle entlang bewegen. Dadurch werden für die in einer Reihe angeordneten Elektroden jeder Phase getrennte Gasräume *f* gebildet, aus denen das Gas durch die Öffnungen *g* und das Sammelrohr *h* abgesaugt wird.

Kl. 7 a, Gr. 13, Nr. 735 153, vom 20. Januar 1938. Ausgegeben am 7. Mai 1943. **J. Banning AG.** und **Robert Feldmann** in Hamm, Westf. (Erfinder: Robert Feldmann in Hamm, Westf.) *Vorrichtung zum Umführen von Feinblechen und Platinen für Blechwalzwerke.*



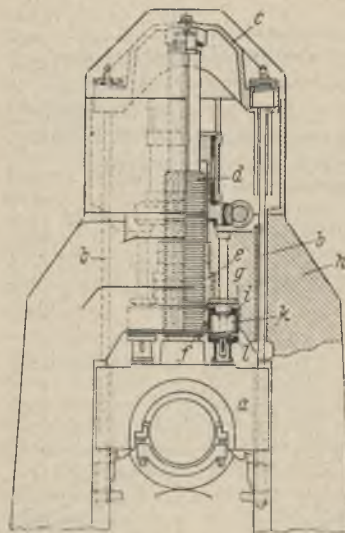
Die Umführung wird durch endlose Ketten oder Bänder bewirkt, die um die halbe Umfläche der Unterwalze geleitet werden und sich dort gegen die feste Führung *a* abstützen. Einige Glieder der Ketten sind mit Andrückrollen *b* und andere mit Schubdaumen *c* ausgerüstet.



Kl. 7 a, Gr. 20, Nr. 735 154, vom 18. Februar 1940. Ausgegeben am 7. Mai 1943. **Demag AG.** in Duisburg. (Erfinder: Ludwig Wegmann in Duisburg.) *Lagerstuhl für die Kuppelspindeln von Walzwerken.* Der mit dem seitlichen Ansatz *a* versehene untere Teil des zweiteiligen Spindellagers *b, c* ist mit seinem Kugelpapfen *d* im Arm *e* des um die Achse *f* schwenkbaren Traghebels *e, g* gelagert; das Ende des Ansatzes *a* legt sich gegen die kugelige Warze *h*, die in der

Brücke *i* des nach oben vorspringenden Armes *k* des Traghebels untergebracht ist. Bei dieser Anordnung bleibt der senkrecht unter den Spindellagern liegende Raum, in den bei den bisherigen Bauarten der die Spindellager tragende Arm der Traghebel hineinragte, frei, so daß die mittlere oder untere Spindel ohne vorherige Beseitigung der darüber liegenden Spindel ausgebaut werden kann.

Kl. 7 a, Gr. 23, Nr. 735 155, vom 1. Dezember 1939. Ausgegeben am 7. Mai 1943. **Fried. Krupp Grusonwerk AG.** in Magdeburg-Buckau. (Erfinder: Wilhelm Müllenbach in Magdeburg.) *Anstellvorrichtung für die Walzen von Walzwerken.*



Das Gewicht der im Einbaustück *a* gelagerten Oberwalze wird durch die Zugstangen *b* und das Querhaupt *c* auf die Druckspindel *d* übertragen. Die auf die Druckmutter *e* einwirkende und unter Federspannung stehende Gegendruckmutter *f* ist erfindungsgemäß unterhalb der Druckmutter *e* in einer Ausnehmung *g* des Walzenständerkopfes *h* unter Zwischenschaltung des ringförmigen Körpers *i* untergebracht. Die zur Erzeugung des Gegendruckes dienenden Federn *k* sitzen in Bohrungen *l* des Ringes *i*. Die Anordnung erleichtert die Zugänglichkeit zu der Gegendruckmutter und den Federn *k*.

Kl. 49 h, Gr. 37, Nr. 735 295, vom 5. August 1941. Ausgegeben am 12. Mai 1943. USA-Priorität vom 10. August 1940. **Gesellschaft für Linde's Eismaschinen AG.** in Höllriegelskreuth. (Erfinder: Alfred J. Miller in Garwood, James H. Bucknam in Cranford, New Jersey, und W. C. Weidner in Neuyork, V. St. A.) *Schälmaschine zur gleichzeitigen Bearbeitung mehrerer oder aller Längsflächen von Walzblöcken mittels Sauerstoffs.*

Die Schälköpfe *a* mit den Brennerdüsen *b* sind in einer zur Längsachse des zu schälenden Werkstückes rechtwinklig liegenden Ebene nicht nur senkrecht zur zu schälenden Oberfläche verstellbar, sondern auch parallel zur Werkstückoberfläche verschiebbar angeordnet. Dadurch ist es möglich, mit den für einen quadratischen Querschnitt (*Bild 1*) ausreichenden Schälköpfen ohne Auswechslung auch kleinere und rechteckige Querschnitte (*Bild 2*) zu bearbeiten.

Bild 1

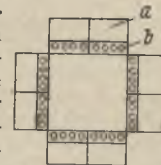
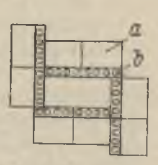


Bild 2



Kl. 18 c, Gr. 7₁₀, Nr. 740 251, vom 18. November 1941. Ausgegeben am 15. Oktober 1943. **Mannesmannröhren-Werke** in Düsseldorf. (Erfinder: Dr. Werner Busson in Düsseldorf.) *Normalisieren von Bandblechen.*

Die von der Breitbandstraße kommenden walzwarmen Bänder werden auf ein hitzebeständiges Innenrohr aufgewickelt und durch Beheizung von innen und außen gleichmäßig auf Temperaturen um A_3 erwärmt. Dann wird das Walzbund abgewickelt und das abgewickelte Band durch eine Wärmzone und anschließend durch eine Kühlkammer geführt, wo es erst auf Temperaturen über Ac_3 erwärmt und dann rasch auf Temperaturen dicht unterhalb Ar_1 abgekühlt wird. Schließlich wird das Band wieder aufgehäpelt und als Haspelbund langsam auf Raumtemperatur abgekühlt. Sämtliche Vorgänge spielen sich zweckmäßig in reduzierender Ofenatmosphäre ab. Die Anlage ist raumsparend und ermöglicht das Normalisieren der großen Erzeugungsmengen einer Breitbandstraße.

Wirtschaftliche Rundschau

Einbeziehung von Walzdraht in den Frachtausgleich Ost

Durch Erlaß vom 26. August 1943 hatte der Preiskommissar den Frachtausgleich Ost neu geregelt und den Ausgleichbetrag von bisher 2 RM auf 5 RM je t erhöht. Aus den aufkommenden Beträgen werden die Eisenhütten für den erhöhten Ausfall entschädigt, den sie dadurch erleiden, daß sie auch den weit von der Hütte entfernt liegenden Verarbeitungswerken die Fracht für das gelieferte Eisen nur in bestimmter Höhe berechnen dürfen. Durch einen Erlaß vom 8. Januar 1944 hat der Preiskommissar mit Wirkung vom 1. Dezember 1943 auch Walzdraht in den Frachtausgleich Ost einbezogen. Auch für Walzdraht gelten daher für Lieferungen vom 1. Dezember 1943 an die im Frachtausgleich Ost festgelegten Bestimmungen über die Berechnung von Preis und Fracht. Soweit es sich um Walzdraht handelt, für den früher der Betrag zur Förderung des Drahtgewerbes erhoben wurde, gilt folgendes: Die Walzdrahthersteller sind berechtigt, vom 1. Dezember 1943 an den Betrag von 2,50 RM je t, den sie an die Drahtgemeinschaft zu leisten haben, auf 1,70 RM je t zu senken. Sie dürfen ferner den Grundpreis für diesen Walzdraht um 0,70 RM je t erhöhen. Soweit es sich um Walzdraht handelt, für den der Förderungsbetrag früher nicht erhoben wurde, sind die Walzdrahthersteller berechtigt, den Grundpreis um je 3 RM je t zu erhöhen. Durch diese Erhöhung soll ein Ausgleich für die Heranziehung zum Frachtausgleich gewährt werden. Die Verarbeiter von Walzdraht dürfen ihre Preise in keinem Fall erhöhen.

Preise für Edelstahl

Der Reichskommissar für die Preisbildung hat am 18. Januar 1944 einen Erlaß an die Reichsvereinigung Eisen und die Edelstahlherrenvereinigung in Düsseldorf bekanntgegeben, der folgenden Wortlaut hat: Soweit bisher Baustähle oder Fliegnormstäbe auf der Frachtgrundlage Düsseldorf-Grafenberg verkauft worden sind, sind sie für alle Lieferungen vom 1. März 1944 an zu den bisherigen Grundpreisen ab Werk zu berechnen. Das gilt auch für gezogene Baustähle und gezogene Fliegnormstäbe. Die Ostzuschläge werden für alle Lieferungen vom 1. März 1944 an wie folgt vereinheitlicht: 1. Bei Schnellarbeitsstahl, Feilenstahl, Magnetstahl, Werkzeugstahl, nicht-rostendem Stahl und bei hochhitzebeständigem Stahl 10 % des Endverkaufspreises (vom Grundpreis zuzüglich Ueberpreise und Zuschläge). 2. Bei Baustahl: a) bei Stabstahl und Halbzeug 6 RM je 100 kg; b) bei Blechen und warmgewaltem Bandstahl 8 RM je 100 kg.

Die Behandlung von feindlichen Patenten in den Vereinigten Staaten von Amerika

Die Jahrestagung des National Foreign Trade Council Ende Oktober 1943 stellte die Notwendigkeit einer Wiederbelebung des Welthandels auf privatwirtschaftlicher Grundlage und unter voller Steigerung des Privateigentums in allen Teilen der Welt heraus. Diesem grundsätzlichen Bekenntnis der führenden Wirtschaftskreise in den Vereinigten Staaten entspricht ein bedeutsamer Beschluß zur Frage der Feindpatente und des feindlichen Eigentums, der folgenden Wortlaut hat: „Die Grundsätze der Unverletzbarkeit des privaten Eigentums finden besondere Anwendung auf das industrielle und geistige Eigentum (Patente, Handelsmarken usw.). Die Vereinigten Staaten haben die ursprüngliche Pariser Konvention für den Schutz industriellen Eigentums im Jahre 1883 unterzeichnet und ihre Unterschriften zu späteren Revisionen nachdrücklichst erneuert. Auf die gegenseitigen Rechte und Verpflichtungen der Vereinigten Staaten und anderer Nationen auf Grund dieser Konvention muß gebührend Rücksicht genommen werden.“

Diesem Beschluß gingen Ausführungen von Charles R. Carroll, Leiter des Rechtsausschusses des National Foreign Trade Council und der Rechtsabteilung der General Motors Overseas Corporation, voraus, die davor warnen, den Kriegszustand zu einer Verletzung grundlegender Eigentumsbegriffe bei der Behandlung der beschlagnahmten Feindpatente zu mißbrauchen. Je mehr die industrielle Technik sich über die ganze Welt verbreite, ein Vorgang, der die letzten Jahrzehnte so stark kennzeichne, und der sich während des Krieges außerordentlich beschleunigt habe,

desto notwendiger sei der Schutz des industriellen Eigentums, d. h. der Patente, Handelsmarken usw. Der Schutz des industriellen Eigentums sei auf der Pariser Konvention von 1883 ausgesprochen worden, und die Vereinigten Staaten hätten diese Konvention unterschrieben. Eine Konvention, die die Kriege von 63 Jahren überleben konnte, werde nach der Ansicht der meisten Fachkenner auch durch diesen Krieg nicht aufgehoben. Die Teilnehmer an dieser Konvention schlössen alle Nationen von industrieller Bedeutung ein. Carroll fuhr fort: „Unser eigenes Land sollte in der Einhaltung dieses Vertrages nicht weniger genau sein, als es dies von anderen Ländern erwartet. Unser Verhalten und die Äußerungen in der Öffentlichkeit über die Absichten, die wir mit den Feindpatenten vorhaben, entsprechen aber diesen Anforderungen nicht. Ich kann die Ansicht nicht teilen, die neuerdings an Umlauf gewonnen hat, daß durch die Verlängerung des Krieges und die Ablehnung eines förmlichen Friedensschlusses wir irgendwie Nutzen ziehen können aus den Rechten, die wir gegenwärtig als Kriegführende ausüben, indem wir diese Vorteile mit der Tätigkeit unserer Kriegsbehörden im Ausland verweben, und daß wir auch die Kriegsüberwachungsmaßnahmen im Inland benutzen können, um eine Art internationaler Wirtschaft zu schaffen, die einseitig in dem Sinne ist, daß sie nur von unserem Willen und dem unserer militärischen Verbündeten stammt.“

Carroll und die Entschließung der Tagung wenden sich damit unzweideutig gegen gewisse Absichten, wonach die beschlagnahmten Feindpatente dauernd in den Besitz der Vereinigten Staaten übergehen sollen. Da die Tagung eine Plattform nicht nur der privatwirtschaftlichen Belange, sondern vor allem des Staatsdepartements ist, verdienen diese Ausführungen Beachtung.

Andererseits setzt sich der Alien Property Custodian in ungewöhnlicher Weise für den Reichtum an industriellen Gedanken ein, die den Vereinigten Staaten aus der Beschlagnahme der Feindpatente erwachsen seien. So wurden z. B. auf der 25. Jahrestagung der Metallindustrie, dem Metal Congress in Chicago im Oktober 1943, 45 000 beschlagnahmte Feindpatente im Hotel Palmer House gezeigt. Die Fachpresse berichtet hierzu, daß die ausgestellten Patente „einige der feinsten Forschungsergebnisse der heutigen Wissenschaft“ darstellten. Diese Patente würden gegenwärtig planmäßig für den Kriegseinsatz Washingtons verwendet.

Die Rohstahlerzeugung der Vereinigten Staaten von Amerika im Oktober 1943 (in 1000 t)

	1941	1942	1943
Januar	6 286	6 464	6 735
Februar	5 659	5 916	6 192
März	6 470	6 707	6 958
April	6 131	6 461	6 690
Mai	6 443	6 701	6 845
Juni	6 169	6 370	6 375
Juli	6 188	6 485	6 691
August	6 351	6 562	6 860
September	6 187	6 411	6 794
Oktober	6 570	6 881	7 065
1. Vierteljahr	18 415	19 087	19 885
2. Vierteljahr	18 743	19 532	19 910
3. Vierteljahr	18 726	19 458	20 345
Januar/Oktober	62 454	64 958	67 205

Das Oktober-Ergebnis stellt einen neuen Höchststand dar und ist trotz dem Ausstand im Kohlenbergbau erzielt worden. Die Ausnutzung der Erzeugungsmöglichkeit betrug im Oktober durchschnittlich 100,8 %, ebenfalls der bisher während des Krieges erreichte höchste Stand. Seit dem 5. Juli 1943 ist für die Berechnungen eine neue Leistungsfähigkeit von jährlich 82 442 172 t zugrunde gelegt worden.

Langsamer Ausbau der indischen Schwerindustrie

In den Jahren 1940/42 bis 30. Juni 1943 haben die Tata-Eisen- und Stahlwerke in England für insgesamt 613 337 £ Einrichtungen und Maschinen für den Ausbau oder den laufenden Bedarf der Industrie gekauft, in anderen euro-

päischen Ländern für 41 228 £ und in den Vereinigten Staaten von Nordamerika für 594 360 £. Hinzu kommen: ein Auftrag im Werte von 740 000 £, der erst im Juni 1943 in den Vereinigten Staaten für Walzwerkseinrichtungen untergebracht wurde, ferner rund 60 000 £ für Maschinenlieferungen aus Kanada und selbstverständlich die Lieferungen aus Indien selbst. Trotzdem war die Anlagetätigkeit erheblich geringer als vor 1940. Von den zahlreichen Plänen, die seit 1940 laufend veröffentlicht worden sind, konnte nur ein kleiner Teil durchgeführt werden. In Indien ist zwar seit Kriegsausbruch eine ganze Reihe neuer Fabriken entstanden oder ausgebaut worden, aber die eigentliche Schwerindustrie wurde vernachlässigt. Hierfür liegen mehrere Gründe vor.

Die wichtigsten Neueinrichtungen bei den Tata-Werken sind folgende:

1. Bau eines neuen Hochofens von 200 t Tagesleistung zur Erzeugung von Eisen nach dem Perrin-Verfahren. Die Anlage ist z. T. seit Okt. 1943 in Betrieb, die Baukosten fallen also zumeist in die Zeit nach dem 1. 7. 1943.

2. Bau eines neuen Gußstahlwerkes, das neben Panzerplatten auch Radsätze für Bahnen und Tanks sowie Achsen und Federn herstellt. Es ist seit August 1943 in vollem Betriebe und gehört zu den neuesten Anlagen, wenn auch nur verhältnismäßig kleiner Größe (bebaute Fläche 5 900 m²). Das Werk steht in Tanagar.
3. Bau einer neuen Anlage zur Gewinnung von Eisenlegierungen. Die Maschinen und Einrichtungen stammen aus Amerika. Schwerpunkt der Erzeugung ist Ferromangan, Spiegeleisen und Ferrochrom. Die Anlage ist aber ebenfalls verhältnismäßig klein und liegt in Jamshedpur. Die gesamte bebaute Fläche beträgt rund 5 100 m².
4. Bau eines Edelstahlwerkes in Jamshedpur, von rund 4 400 m² bebauter Fläche. Erzeugung von wolframlegierten Stählen, Werkzeugstahl, besonders Vanadinstahl und Chrom-Nickel-Stahl. Das Werk wird erst im Frühjahr 1944 anlaufen können.

Alles Sonstige bezieht sich mehr auf Erhaltung bestehender Anlagen, die aber zum Teil in einem sehr stark herabgewirtschafteten Zustand sind.

Vereinsnachrichten

Aenderungen in der Mitgliederliste

<i>Bahr, Emil</i> , Oberingenieur, Betriebschef, Rombach (Westm.) Hüttenstr. 5	28 009
<i>Beisner, Karl</i> , Dipl.-Ing., Oberingenieur, Welper über Hattingen (Ruhr), Brucherstr. 8	30 005
<i>Botterbusch, Heinrich</i> , Betriebsdirektor, Roßlingen über Rombach (Westm.), Kirschbergstr. 16	43 005
<i>Brüstle, Hermann</i> , Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Brebach (Saar), Elisabethstr. 5	37 057
<i>Frese, Heinrich</i> , Betriebsleiter, Dortmund-Hörde, Burgunder Str. 18	37 109
<i>Girardet, Otto</i> , Ingenieur i. R., Essen, Schnutenhausstr. 50	19 033
<i>Heidkamp, Karl</i> , Betriebsleiter, Duisburg-Huckingen, Hermann-Rinne-Str. 9	41 012
<i>Hückelkempkes, Fritz</i> , Ingenieur, Kornwestheim (Württ.), Stammheimer Str. 52	36 183
<i>Kleinsteuber, Rudolf</i> , Dr. phil., Oberingenieur, Mülheim (Ruhr), Lembkestr. 36	41 055
<i>Krautter, Alfred</i> , Dipl.-Ing., Betriebsdirektor, Linz (Oberdonau), Händelstr. 8	37 249
<i>Lisse, Leopold</i> , Dr.-Ing. E. h., Bergassessor, Berlin-Charlottenburg 2, Knesebeckstr. 33	13 065
<i>Mayer-Etscheid, Joseph</i> , Hüttdirektor i. R., Uedem (Niederrhein), Keppelner Str. 17	06 054
<i>Meier, Edmund</i> , Ingenieur, Dahlbruch über Kreuztal (Kr. Siegen), Müsener Str. 14	37 286
<i>Neuhaß, Heinrich</i> , Dr.-Ing., Direktor, Düsseldorf 10, Mathildenstr. 41	23 131
<i>Pohl, Herbert</i> , Dipl.-Ing., Hochofenchef, Bochum, Wrangelstraße 55	37 335

Den Tod für das Vaterland fanden:

<i>Kölz, Gustav</i> , cand. rer. met., Duisburg-Huckingen. * 30. 12. 1915, † Juni 1943.	38 095
<i>Lasius, Richard</i> , Direktor a. D., Duisburg. * 29. 9. 1877, † 17. 5. 1943.	07 058
<i>Roethe, Otfried</i> , Dr. phil., Bergassessor a. D., Betriebsdirektor, Oberhausen (Rheinl.) * 2. 10. 1903, † 8. 10. 1943.	41 295
<i>Thiel, Wilhelm</i> , cand. rer. met., Goldberg (Schles.). * 28. 3. 1917, † 10. 12. 1943.	38 190

Gestorben:

<i>Bültmann, Josef</i> , Betriebschef i. R., Dortmund-Hörde. * 22. 2. 1878, † 16. 9. 1943.	09 012
<i>Donner, Gerhard</i> , Betriebsdirektor i. R., Berlin-Wilmersdorf. * 12. 3. 1872, † 5. 12. 1943.	09 018
<i>Hahn, Erich</i> , Betriebsingenieur, Bochum. * 2. 10. 1886, † 20. 8. 1943.	13 034
<i>Koch, Paul</i> , Direktor, Düsseldorf. * 11. 2. 1880, † 12. 6. 1943.	27 134
<i>Kraus, Friedrich</i> , Fabrikdirektor i. R., Siegen. * 23. 11. 1868, † 30. 12. 1943.	98 022
<i>Lennings, Wilhelm</i> , Dr.-Ing., Hüttdirektor, Oberhausen (Rheinl.). * 22. 11. 1900, † 13. 1. 1944.	26 063
<i>Reeh, Engelbert</i> , Direktor, Düsseldorf. * 21. 1. 1875, † 22. 7. 1943.	25 096
<i>Reiter, Alexander</i> , Dipl.-Ing., Direktor, Schönbrunn. * 14. 10. 1889, † 1. 11. 1943.	20 097
<i>Schmidt, Robert</i> , Bergassessor a. D., Saarbrücken. * 1. 1. 1876, † 3. 5. 1943.	06 085
<i>Zoellner, Carl</i> , Fabrikbesitzer, Köln-Marienburg. * 23. 8. 1865, † 26. 6. 1943.	18 129

Stiftung eines Dr.-Fritz-Todt-Preises

Führerhauptquartier, 8. Febr. Der Führer hat folgende Verfügung erlassen.

Ich verfüge: Besonders erfinderische Leistungen sollen künftig als Ausdruck der Schöpferkraft des deutschen Volkes eine sichtbare Anerkennung finden. Ich stifte deshalb den **Dr.-Fritz-Todt-Preis**.

Der Dr.-Fritz-Todt-Preis wird an Deutsche für erfinderische Leistungen verliehen, die für die Volksgemeinschaft von hervorragender Bedeutung sind wegen der durch sie erzielten Verbesserung an Waffen, Munition und Wehrmachtgerät sowie wegen der erreichten Einsparung an Arbeitskräften, Rohstoffen und Energie. Dabei werden vornehmlich das Ausmaß der erfinderischen Leistung, der persönliche Einsatz des Auszuzeichnenden und der Wert der Erfindung für Wehrmacht und Wirtschaft berücksichtigt.

Der Dr.-Fritz-Todt-Preis wird in Form einer Ehrennadel in Gold, Silber oder Stahl in Verbindung mit einer Urkunde und einem Wertpreis verliehen.

Die goldene Ehrennadel verleihe ich auf gemeinsamen Vorschlag des Leiters der Deutschen Arbeitsfront und des Leiters des Hauptamtes für Technik der NSDAP.

Die Ehrennadeln in Silber und in Stahl verleihe der zuständige Gauleiter auf gemeinsamen Vorschlag des Gauobmannes der Deutschen Arbeitsfront und des Gauamtsleiters für Technik der NSDAP.

Die Verleihung der Preise erfolgt in der Regel am 4. September, dem Geburtstag, und am 8. Februar, dem Todestag des Reichsministers Dr. Todt.

Durchführungsbestimmungen erlassen gemeinsam der Leiter der Deutschen Arbeitsfront und der Leiter des Hauptamtes für Technik der NSDAP. im Einvernehmen mit dem Leiter der Parteikanzlei.
Adolf Hitler.

In einer eindrucksvollen Kundgebung, bei der Reichsminister Speer und Reichsorganisationsleiter Dr. Ley das Wort nahmen, wurde am Dienstag, dem 8. Februar 1944, dem Todestag von Reichsminister Dr. Todt, an einige hervorragende deutsche Erfinder, die Entscheidendes für unsere Rüstung geleistet und damit zugleich der Schöpferkraft des deutschen Volkes sichtbar Ausdruck gegeben haben, der vom Führer neu gestiftete Dr.-Fritz-Todt-Preis verliehen. Von den damit ausgezeichneten acht Ingenieuren nennen wir die Mitglieder unseres Vereins:

Dr.-Ing. Karl D a e v e s und Dr.-Ing. Walter Eichholz, die sich auf dem Gebiete der Stahlerzeugung besonders verdient gemacht haben;

Dr.-Ing. Franz P ö l z g u t e r, dem es in langjährigen schwierigen Versuchen gelungen ist, neue Erkenntnisse der Stahlverarbeitung in die Praxis umzusetzen.

Die Abbrenn-Stumpfschweißung von Rohren

Geschäftliche Mitteilung der AEG.

Während Rohre früher fast nur zur Fortleitung von Gasen und Flüssigkeiten verwendet worden sind, führt in neuerer Zeit das Streben nach bester Werkstoffausnutzung dazu, in Leichtbaukonstruktionen, z. B. im Fahrzeugbau, das große Widerstandsmoment von Rohren auszunutzen. An Stelle anderer Verbindungsverfahren werden viele Rohre von Hand abbrenngeschweißt. Höchste Gleichmäßigkeit wird aber mit selbsttätigen Abbrenn-Stumpfschweißmaschinen erzielt. Die elektrische Abbrenn-Stumpfschweißung kommt dabei als technisch und wirtschaftlich vollkommenste Verbindung für alle Stöße in Betracht, die zur Verlängerung von Rohren dienen oder auf eine derartige Verbindung zurückgeführt werden können. Ihre Zuverlässigkeit ist z. B. dadurch überzeugend nachgewiesen, daß man seit vielen Jahren laufend Rohre aus hochlegiertem Stahl abbrennschweißt, die bei Temperaturen von mehreren hundert Grad C Drücke von vielen hundert atü aushalten. Die Abbrenn-Stumpfschweißung hat sich nämlich nicht nur für die Herstellung dickwandiger Leitungsrohre, sondern mit neuzeitlichen Schweißmaschinen auch bereits für sehr dünnwandige Rohre hoher Festigkeit bewährt.

Man muß nur dafür sorgen, daß die Rohre beim Einspannen nicht verdrückt und daß sie gut ausgerichtet werden, damit der Schweißquerschnitt nicht durch Versatz schwächer als die Rohrwand ausfällt.

Während die Höhe des Stauchdruckes vom Schweißquerschnitt und dem Werkstoff abhängt, ist der Einspanndruck im allgemeinen wenigstens 1,4mal so groß wie der anzuwendende Stauchdruck zu wählen, weil das Werkstück sonst

beim Stauchen in den Backen rutscht und die Schweißung dadurch unzuverlässig wird. Da ein Rohr ebene Einspannbacken theoretisch nur in zwei Linien berührt, müßte der Spanndruck bei Rohren noch wesentlich größer sein. Damit wächst die Gefahr, das Rohr zu verformen. Bei einem Verhältnis der Wanddicke „s“ zum mittleren Durchmesser „D“, das größer ist als 1:8, genügt jedoch schon eine Verdoppelung der Spannflächen durch Verwendung von Backen, die mit einem Winkel von etwa 100° keilförmig ausgeraumt sind, um höhere Einspanndrücke entbehrlich zu machen und gleichzeitig das mittige Ausrichten der Rohre zu erleichtern. Bei einem Verhältnis von $s:D = 1:8$ bis $1:10$ kommen Einspannbacken in Frage, die dem Rohr entsprechend ausgebohrt sind, es aber nicht ganz zu umfassen brauchen. Die Vergrößerung der Spannflächen gegenüber den keilförmig ausgeraumten Backen beugt einem Verdrücken der Rohre vor und vermindert den Backenverschleiß. Erst bei dem Verhältnis 1:10 und kleiner sind Backen erforderlich, die das Rohr so weit umfassen, daß ihr Abstand höchstens gleich der doppelten Rohrwanddicke ist, um die Verformung des Rohres auszuschließen. Bei $s = 1/30 D$ liegt im allgemeinen die Grenze der Stumpfschweißbarkeit. Mit besonders genauen Maschinen werden jedoch auch solche Rohre betriebsmäßig abbrenngeschweißt, die ein noch ungünstigeres Verhältnis der Wanddicke zum mittleren Durchmesser aufweisen.

Die vorstehenden Zahlenangaben sind Richtwerte für Stahlrohre. Werkstoffe und Schweißmaschinen können Abweichungen bedingen.



Krane aller Art

Verladebrücken

Bekohlungs- anlagen

GEBR. SCHOLTEN DUISBURG

379



INDUGAS- ÖFEN

zum
Glühen
und
Vergüten
sind
bewährt

INDUGAS ESSEN

Postschließfach 345



PITTLER- THOMA PUMPEN UND FLÜSSIGKEITSGETRIEBE

Pittler-Thoma-Flüssigkeitsgetriebe sind stufenlos regelbare Ölgetriebe. Sie zeichnen sich aus durch stoßfreies Einstellen der Abtriebsdrehzahl, großen Regelbereich, Umkehrbarkeit der Drehrichtung, Einfachheit der Bedienung, Selbstschmierung und hohe Lebensdauer.

PITTLER

WERKZEUGMASCHINENFABRIK AKTIENGESELLSCHAFT

WILHELMSTRASSE 100, DUISBURG

**Zur Erleichterung
der spanlosen
Kaltverformung
von Stahl**

BÜNDER

**in der Fertigung
von Stahlrohren, Profilen,
Stahlflaschen, Hohlkörpern**

Technische Beratung und Lizenzvergebung:

METALLGESELLSCHAFT A.-G.
TECHNISCHE ABTEILUNG FRANKFURT AM MAIN

**Umschmelz-Aluminium »Antioxydal«
für Stahldesoxydation**



Blöcke · Granalien · Gieß



**25jährige Erfahrung,
neuzeitliche Herstellungsverfahren,
vorbildliche metallkundlich-metallurgische Prüfung
verbürgen höchstwertige Werkstoffe**

METALLWERK OLSBERG GmbH.
HAUPTVERWALTUNG ESSEN

BÜROS IN: BERLIN W 8 · DRESDEN-A. 5 · NÜRNBERG O

Kohle ist wertvolles Volksvermögen.

Darum gehe sparsam mit ihr um!

Jede eingesparte Menge hilft der Rüstung und trägt damit zum Siege bei.

Beratung über sparsamen Kohlenverbrauch erteilen gern unsere Wärme-
technische Abteilung und die unserer Handelsgesellschaften.



Rheinisch-Westfälisches Kohlen-Syndikat • Essen

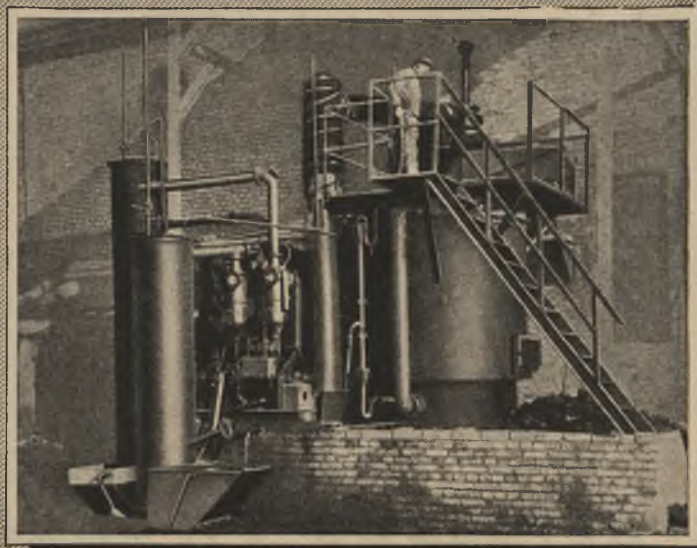
110



**GASERZEUGER
GASREINIGER
GASBRENNER
STAHL-
REKUPERATOREN**

**Festrost-
Generator
und
Zentrifugal
Gasreiniger**

INDUSTRIE-ÖFEN



HAGER & WEIDMANN A.-G.
MASCHINENFABRIK FÜR LUFT- UND WÄRMETECHNIK

STAHLWERK CARP & HONES DÜSSELDORF

Schnellarbeitsstähle / Wolfram-Riffelstähle / Warmarbeitsstähle / Schnitt- und Stanzstähle / Gesenk- und Prägestähle / Döpper- und Meißelstähle / Kaltschlagmatrizenstähle / legierte und unlegierte Werkzeugstähle



Adlerstahl

560

Schieberumsteuerungen

neuzeitliche Bauart DRP.
für Regenerativöfen



In 6 Jahren über 70 SM.-Öfen
mit unserer Schiebersteuerung
DRP. und Ausl.-Pat. ausgerüstet



- Vorteile:**
1. Dichter Abschluß der Absperrorgane bei allen Gasarten.
 2. Vermeidung von Gasverlusten und bedeutende Verminderung der Zugverluste.
 3. Schnelles und sicheres Umstellen durch Betätigung eines einzigen Druckknopfes.
 4. Kontinuierliches Strömen des Gases zum Ofen auch während des Umstellvorganges, daher keine Druckstöße in der Gasleitung.

Höchste Wirtschaftlichkeit und Betriebssicherheit!

ZIMMERMANN & JANSEN GMBH.

521

Ferngas

verbürgt
Leistungssteigerung

RUHRGAS AKTIENGESELLSCHAFT · ESSEN

161

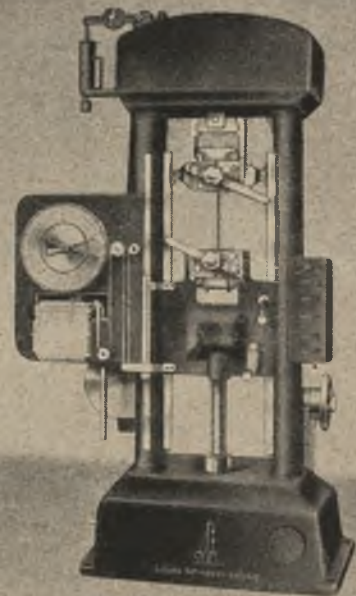


Nietmaschinen

insbesondere mit
elektrischem Antrieb

LEIPZIGER MASCHINENBAU-GESELLSCHAFT
W. UHLAND & CO., LEIPZIG O 5

Werkstoffprüfung



Louis Schopper, Leipzig

Fabrik f. Werkstoffprüfmaschinen u. wissenschaftliche Apparate

PUMPEN ARMATUREN



Anfragen sind zu richten unter dem Kennwort „Amag“
an die Geschäftsstelle dieser Zeitschrift.

683

FLENDER

Name
und Begriff
für hochwertige
Maschinen-
antriebe



FLENDER · DÜSSELDORF



*Legierungen
veredeln
den Stahl,
verbessern
den Guß*



Gesellschaft für Elektrometallurgie

DR. HEINZ GEHM
HAUPTVERWALTUNG BERLIN

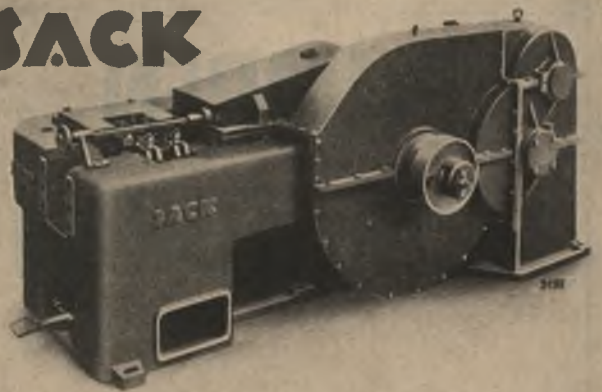
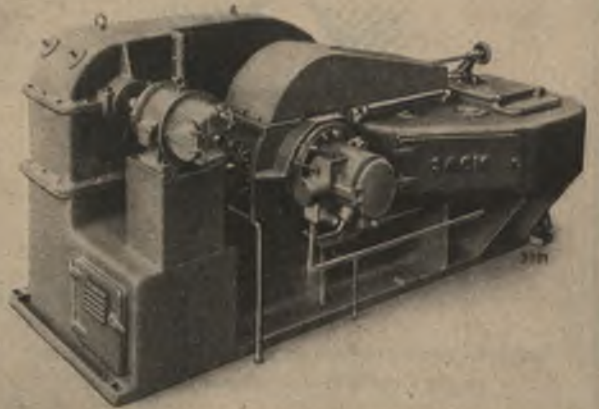
Hersteller
von Ferrolegierungen
und Legierungsmetallen

COX**METALLBEARBEITUNGSÖLE**

*Bohröl
Schneideöl
Blankhärteöl
Austauscherzeugnisse
für Talg
und andere Fettstoffe
Maschinentalg
Verzinnungsfett
Polieröl
Tiefziehmittel
Kokillenfett*

**ERNST SCHLIEMANN'S
OELWERKE**

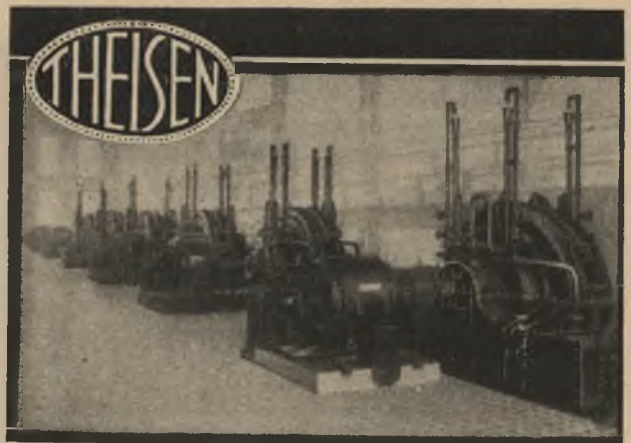
HAMBURG 36, ALSTERUFER 4—5

SACK**Schmiedemaschinen****MASCHINENFABRIK SACK ^{GM} _{BH} DÜSSELDORF**

TEXROPE
KEILRIEMEN
ANTRIEBE
Stets zuverlässig

**TEXROPE
GESELLSCHAFT**

HERMANN J. BETZ & CO. COM.-GES.

Berlin**Gasreiniger**

FÜR GASE ALLER ART

Desintegrator-Gaswascher für**Entstaubung** von Generatorgas,
Wassergas, Hochofengas, Synthesegas**Entteerung** von Leuchtgas, Koke-
reigas, Generatorgas aus Braunkohle
oder Steinkohle, Schwelgasen, Kohlen-
wassergas**THEISEN GMBH, MÜNCHEN**



SCHUTZ DEN HÄNDEN!

Hautschäden an Händen und Unterarmen sind die Werkstätten fast aller Berufe ausgesetzt. Häufig treten lästige Ekzeme auf, deren Ausheilung langwierig ist. Durch rechtzeitig einsetzende Vorsorge können solche Störungen der Gesundheit und der Arbeit verhütet werden. Als Hautschutz und zur Hautpflege bewähren sich immer wieder

FISSAN -Schutzsalbe · Fettaltig
-Schutzsalbe · Fettfrei

die von führenden Industrien gegen Hautschäden verwendet werden

Aufklärendes Schriftgut durch
DEUTSCHE MILCHWERKE · ABT. BERLIN NO 55



Anfragen zu richten an Verlag Stahl Eisen m. b. H., Pöbneck,
Wohlfarthstraße 3/5.

Dingler Brillenschieber

Dichter Abschluß von Gasleitungen für Hoch- und andere Betriebe
Schnelles Öffnen und Schließen!

DINGLERWERKE AKTIENGESELLSCHAFT

JVO OEL-SCHMIERPUMPE BAUFORM „P“



der zuverlässige Kleinöler

JOSEPH VÖGELE A.G.
M A N N H E I M



Pumpen- und Motoren-Fabrik

Anfragen erbeten an Verlag Stahleisen m. b. H., Pörsneck.

ROHRLEITUNGEN

geschweißt und genietet, für Wasser
Gas, Dampf und jeden Verwendungszweck
von 150 mm Ø aufwärts bis zu 10 mm
Blechstärke



Eisen- u. Metallwerke Ferndorf

Anfragen zu richten an Verlag Stahleisen m. b. H., Pörsneck.

Dr. Vogel's Sparbeize
für Eisen und Stahl

Kostenlose Ingenieurberatung
in allen Belzfragen

Alleinverkauf:

Max Hoeck, Düsseldorf-Oberkassel

533

**SCHMIEDEÖFEN
GLÜHÖFEN
WÄRMÖFEN
STAHL-REKUS**

G. LUFT, Bonn a. Rh.

Industrie-Ofenbau
787

Keramaghaus

Industrie-Ofenbau
G. SCHMID, SOLINGEN

Laboratoriumsapparate

für die Eisen-, Stahl- und Metalluntersuchung
mit bedeutenden Verbesserungen

nach Eder, Dr. Hezko, Prof. de Sy und ir. H. Haemers

Verlangen Sie Listenmaterial!

GEBRÜDER KLEES, DUSSELDORF 1

Fabrik für Laborbedarf

CERESIT

— Mörteldichtungsmittel —
gegen Wasserschäden und Feuchtigkeit
in Bauwerken aller Art

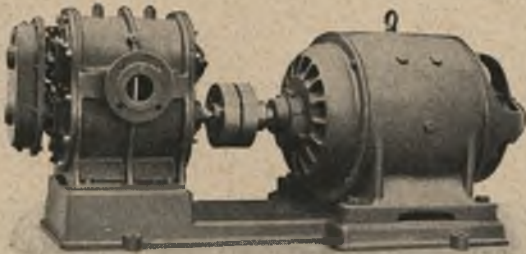
WUNNERSCHE BITUMENWERKE G.m.b.H. UNNA i.W.



Telegramm-Adresse: Tehakipper Düsseldorf
Fernsprecher Sa.-Nr. 15954

380

Jaeger-Kreiskolbengebläse für Luft oder Gas



C. H. JAEGER & CO., LEIPZIG
Pumpen- und Gebläse-Werk

b 656



Imbert-Generatoren werden heute am laufenden Band hergestellt. Viele tausend Anlagen verlassen monatlich die Werke, deren modernste Einrichtungen Qualitätsarbeit garantieren.

IMBERT-GENERATOREN GESELLSCHAFT MBH · KÖLN



IOH. KLEI NEWEFERS SÖHNE
KREFELD BÜROS IN BERLIN · WIEN · HAMBURG
Abt. Rekuperatoren — früher Liesen & Co.



Hochwertige Chamottesteine
Feuerfeste Materialien
für Eisen- und Stahlgießereien
STAHLFORMSCHLICHTE „SCHWALBE“
liefern
Chamotte-Industrie
Hagenburger-Schwalb AG. — Briefbeförderung über Verlag
Stahleisen m. b. H., Pössneck.

7870



DEUTSCHE BANK

Hauptsitz Berlin

Finanzierung

von

Ein- und Ausfuhrgeschäften

Korrespondenten an allen bedeutenden Plätzen der Welt



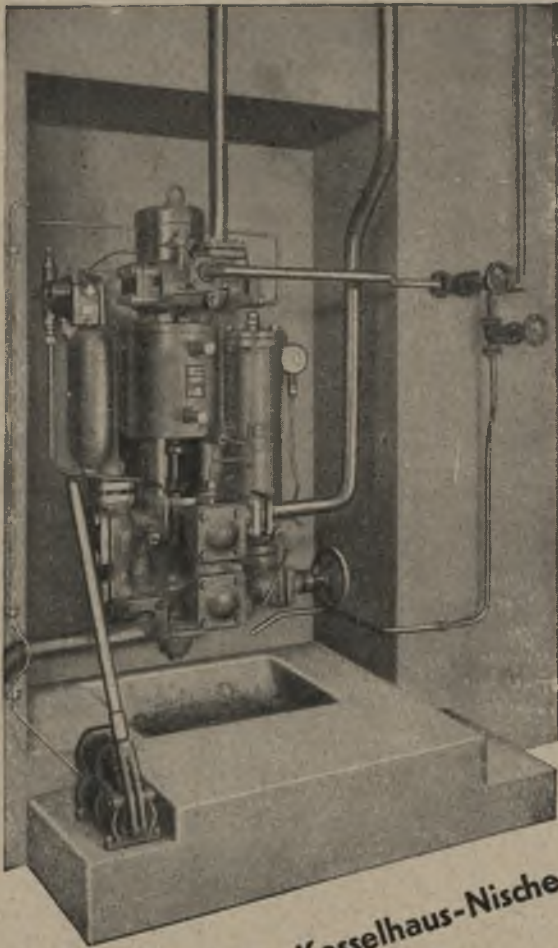
RINGSDORFF

Kohlebürsten



K 76a

Zweigniederlassung: Berlin-Charlottenburg 9, Halmstraße 10a
Ruf 99 04 68 — Drahtanschrift: Kohlebürste



bescheiden in einer Kesselhaus-Nische
arbeitet diese



Knorr
**Kesselspeise-
Verbundpumpe**

Dank ihrer senkrechten Bauart begnügt sie sich mit wenig Raum und braucht keine Fundamente.

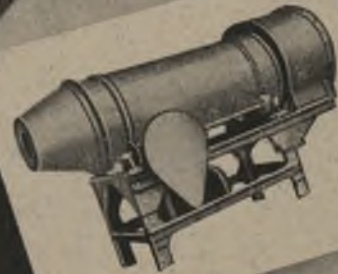
Alle Teile sind übersichtlich angeordnet: die Kolbenschieber der Steuerung, die Wasserventile, Dampf- und Wasserkolben lassen sich bequem ausbauen. Alles so einfach, wie es sich der Betriebsmann wünscht!

Diese Verbundpumpe spart 50% Dampf gegenüber normalen Simplex- oder Duplex-Pumpen. Die Baureihe umfasst Pumpen für Fördermengen von 3 bis 75 m³/h, für Mitteldruck bis 40 und für Hochdruck bis 100 kg/cm².

KNORR-BREMSE & BERLIN

SELAS

INDUSTRIEÖFEN
SIND WÄRMEMASCHINEN HÖCHSTER LEISTUNG



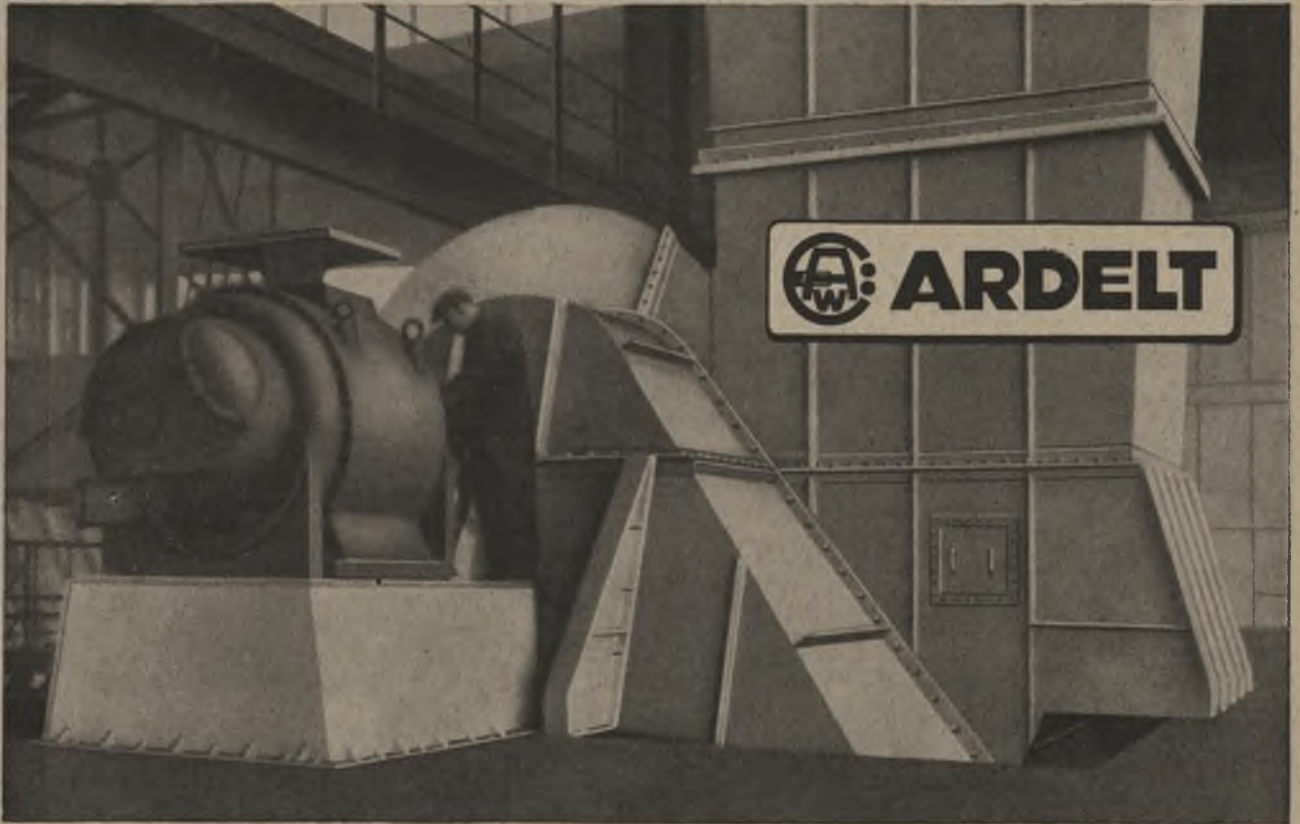
Vergüteeinrichtungen, Wärmöfen,
Härtereianlagen, Schmiedeeöfen,
Metallschmelzöfen, Heizgas-
Umwälzöfen, Sonderanlagen,
Gasbrenner, Öl- und Gasbrenner, Selas-
Gas-Luft-Mischmaschinen,
Automatische Temperaturregel-
anlagen, Sicherheitsvorrichtungen
gegen Gas- und Strommangel

SELAS

INDUSTRIEÖFENBAU · WERNER SCHLEBER

BERLIN

SAUGZUGANLAGEN



ARDELTWERKE · ZWEIGBÜRO BERLIN



Industrieöfen



Rollenherdglühofen für Mittelbleche, Beheizung durch gereinigtes Generatorgas (Auslaufseite).

Wir bauen:

Sämtliche Öfen
für Stahlwerke, Walzwerke
und Schmieden

—
Spezialöfen
für die Leichtmetallindustrie

—
Kontinuierlich arbeitende
Öfen mit Hubbalkenherd

—
Brenner
für sämtliche Brennstoffe

»Ofag« Ofenbau AG., Düsseldorf

Fernruf Sa.-Nr. 3 6036 • Drahtwort: Ofag