

# STAHL UND EISEN

## ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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 40

2. OKTOBER 1941

61. JAHRGANG

### Die wissenschaftlichen und technischen Grundlagen der Pulvermetallurgie und ihrer Anwendungsbereiche.

Von Walther Dawihl in Berlin\*).

*(Die Vorgänge bei der Formung und Sinterung von Metallpulvern. Verfahren zur Herstellung von Metallpulvern und Formkörpern auf dem Sinterwege. Anwendungsgebiete gesinterter Metalle.)*

Obwohl die Verarbeitung von Ton und tonigen Rohstoffen zu geformten Körpern bestimmter Abmessungen auf dem Sinterwege zu den ältesten Erkenntnissen der Menschheit gehört, haben die Sinterverfahren auf dem Gebiete der Metallherstellung erst in neuerer Zeit Eingang gefunden. Dies hängt damit zusammen, daß die schon länger bekannten Metalle aus ihren Erzen nur auf dem Schmelzwege wirtschaftlich von den Beimengungen abgetrennt werden konnten, woran sich das Vergießen als Formgebungsverfahren zwanglos anschloß. Erst als die Technik in neuester Zeit sich mit der Herstellung sehr hochschmelzender Metalle beschäftigen mußte, ergab sich, daß die Schmelzverfahren wegen der Unmöglichkeit, geeignete Oefen und Tiegel für die erforderlichen hohen Temperaturen zu beschaffen, ausschieden. Für Platin<sup>1)</sup> und Wolfram<sup>2)</sup> wurde zuerst der Weg beschritten, nicht durch Schmelzung, sondern durch Sinterung bildsame metallische Körper herzustellen. Gegenüber dem Schmelzverfahren setzt das Sinterverfahren voraus, daß die betreffenden Metallpulver in der erforderlichen Reinheit aus den Erzen bereits abgetrennt vorliegen. Im allgemeinen wird also bei den Verfahren der Sinterung ein metallurgischer oder chemischer Aufbereitungsgang zur Abtrennung der Verunreinigungen und zur Reduktion des Metalles aus den Erzen voranzugehen haben.

#### Die Vorgänge bei der Formung und Sinterung von Metallpulvern.

Bei den Verfahren der Pulvermetallurgie handelt es sich darum, aus pulverförmigen Metallen gebrauchsfertige Formkörper herzustellen. Zu diesem Zweck werden die Pulver nach Anfeuchten mit geeigneten Flüssigkeiten in bildsamem Zustand nach den Verfahren der Oxydkeramik, wie Pressen mittels Strangpresse, Gießen in porigen Formen, verarbeitet, oder aber sie werden, wie es überwiegend geschieht, durch Pressen in trockenem oder nur sehr wenig angefeuchtetem Zustand zu gebrauchsfähigen Körpern geformt. Statt der fertigen Formkörper können auch Stäbe gepreßt werden, aus denen, gegebenenfalls nach Vorerhitzung,

durch spanabhebende oder spanlose Formgebung die endgültige Form herausgearbeitet wird. An das Pressen schließt sich ein Erhitzen auf unterhalb des völligen Schmelzens liegende Temperaturen an, wodurch die Formkörper ihre Festigkeit erhalten. Mit der Festigkeitssteigerung beim Erhitzen geht eine „Schwindung“ einher, bei der der geformte Körper seine äußeren Abmessungen unter Verringerung des Porenraumes verhältnismäßig verkleinert, so daß sich die Körper in ihrer äußeren Gestalt ähnlich bleiben.

Die Kräfte, die die Festigkeitssteigerung und die Schwindung beim Erhitzen hervorrufen, sind die freien Molekularkräfte an den Oberflächen der Pulverkörner, die nach außen hin nicht abgesättigt sind; es sind demnach grundsätzlich die gleichen Kräfte, die auch die Festigkeit geschmolzener Metalle bedingen. Da die Festigkeit aller Stoffe mit steigender Temperatur abnimmt, ergibt sich hieraus, daß die Neigung zur Sinterung mit steigender Temperatur abnehmen muß<sup>3)</sup>. Am deutlichsten zeigt sich die Richtigkeit dieser Ueberlegung, wenn ein Stoff zu sintern versucht wird, dessen Siedepunkt unterhalb seines Schmelzpunktes liegt. Bei einem solchen Stoff würde der durch Sinterung erzielte Zusammenhalt seiner Körner in der Nähe des Siedepunktes wieder völlig aufgehoben werden. Wenn trotzdem auf Grund allgemeiner Erfahrungen beim Sintern mit steigender Glühtemperatur pulverförmige Körper eine zunehmende Festigkeit zeigen, so ergibt sich hieraus, daß den Sinterkräften bei niedriger Temperatur Hemmungen im Wege stehen, die erst durch Erhitzung und dadurch bewirkte vermehrte Beweglichkeit der Atome überwunden werden können. Diese Hemmungen sind in Gashäuten und sehr dünnen Oxydschichten, von denen die Körner oberflächlich bedeckt sind, zu sehen.

Unter Sinterung ist der durch Erhitzung auf Temperaturen unterhalb des völligen Aufschmelzens bewirkte mechanische Zusammenhalt pulverförmiger Stoffe zu verstehen. Technisch ist die Höchsttemperatur für die Sinterung durch die Forderung bestimmt, daß die Menge an gebildeter Schmelze so niedrig bleibt, daß die gesinterten Körper ihrer Ausgangsform ähnlich bleiben und keine Verrundung der Kanten und Ecken eintritt. Treten bei der angewandten Höchsttemperatur für die Sinterung keine flüssigen Phasen auf, so kann dieser

\* ) Vortrag bei der Technischen Tagung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute am 28. Juni 1941 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> Wollaston, H. W.: Phil. Trans. roy. Soc., Lond., 119 (1829) S. 1/8.

<sup>2)</sup> Engl. Pat. 23 499 vom 14. Okt. 1909.

<sup>3)</sup> Jones, W. D.: Principles of Powder Metallurgy, with an account of industrial practice. London 1937. S. 55.

Vorgang „Trockensinterung“, im anderen Falle „Schmelzsinterung“ genannt werden. Ein grundsätzlicher Unterschied zwischen beiden Vorgängen bei der Sinterung besteht nicht<sup>1)</sup>, da es sich um die Auswirkung der gleichen Kräfte handelt. Es erscheint darum auch nicht notwendig, für die „Trockensinterung“ ein besonderes Wort wie z. B. „Fritten“ anzuwenden<sup>2)</sup>.

Die Auswirkung der freien Oberflächenkräfte konnten R. Holm<sup>3)</sup> und seine Mitarbeiter an besonders gereinigten Nickeloberflächen schon bei Zimmertemperatur nachweisen. Die Messungen von G. Tammann und Q. A. Mansuri<sup>4)</sup> nach dem Verfahren des stehengebliebenen Rührers (Zahlentafel 1) zeigen, daß bereits bei Temperaturen von

Stoff	Temperatur des Stehenbleibens des Rührers ° C	Klebetemperatur gleichartiger Stoffe ohne Reibung ° C	Temperatur der Kornverholung ° C	Temperatur der Kornvergrößerung ° C
Zinn . .	134 <sup>1)</sup>	190 <sup>2)</sup>	—	—
Aluminium	140 <sup>1)</sup>	418 <sup>2)</sup>	—	> 630 <sup>1)</sup>
Kupfer	145 <sup>1)</sup>	403 <sup>2)</sup>	350 <sup>3)</sup>	720 <sup>1)</sup>
Eisen . .	148 <sup>1)</sup>	550 <sup>5)</sup>	400 bis 600 <sup>6)</sup>	1100 <sup>1)</sup>
Nickel . .	—	600 <sup>5)</sup>	—	1100 bis 1200 <sup>4)</sup>
Wolfram .	—	1250 <sup>7)</sup>	900 <sup>6)</sup> <sup>8)</sup>	2500 bis 2700 <sup>4)</sup>
Eisenoxyd	845 bis 915 <sup>9)</sup>	—	—	900 bis 1000 <sup>9)</sup>

<sup>1)</sup> Tammann, G., und Q. A. Mansuri: Z. anorg. allg. Chem. 126 (1923) S. 119/28.

<sup>2)</sup> Spring, W.: Z. phys. Chem. 15 (1894) S. 65/78.

<sup>3)</sup> Trzebiatowski, W.: Z. phys. Chem., Abt. A, 169 (1934) S. 91.

<sup>4)</sup> Sauerwald, F.: Z. anorg. allg. Chem. 122 (1922) S. 277/94; vgl. Stahl u. Eisen 43 (1923) S. 404. Eilender, W., und R. Schwalbe<sup>25)</sup> fanden für den Beginn des Kornwachstums bei Eisen 800 bis 900°, eigene Untersuchungen an Eisenpulver von 1 µ Korngröße ergaben 700° für Preßkörper mit 4400 at Druck.

<sup>5)</sup> Baukloh, W., und G. Henke: Metallwirtsch. 18 (1939) S. 59/61.

<sup>6)</sup> Eigene Untersuchungsergebnisse gemeinsam mit Herrn Dr. Rix an durch Mahlen verformten Metallpulvern; vgl. auch Sauerwald, F., und L. Holub: Z. Elektrochem. 39 (1933) S. 750/53.

<sup>7)</sup> Aus noch unveröffentlichten eigenen Untersuchungen.

<sup>8)</sup> F. Koref [Z. Metallkde. 17 (1925) S. 213/20; vgl. Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 847] findet für die durch Abnahme der Zugfestigkeit gezogener und dadurch verformter Wolframdrähte durch Glühen gemessene Kristallerholung ein Temperaturgebiet von 700 bis 1500°. Die von K. Becker [Z. Phys. 42 (1927) S. 226/45] angegebene Erholungstemperatur von 600° für reines Wolfram erscheint zu niedrig.

<sup>9)</sup> Hedvall, J. A.: Z. phys. Chem. 123 (1926) S. 33/85; vgl. auch Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 149 (1925) S. 21/98.

etwa 150° ein deutliches Zusammenwirken von Metallpulverteilchen miteinander beginnt. Nur wenig höher liegen die Temperaturen für die beginnende elektrische Widerstandsabnahme nach F. Credner<sup>8)</sup> und die sprunghafte Erhöhung des Gleitwinkels von aufeinandergelegten polier-

<sup>1)</sup> Die von K. Endell [Metall u. Erz 18 (1921) S. 169/77; vgl. Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 976/78] geäußerte Anschauung, daß zur Sinterung eine flüssige Phase notwendig ist, dürfte keine Berechtigung mehr haben.

<sup>2)</sup> Sauerwald, F., und E. Jaenichen: Z. Elektrochem. 31 (1925) S. 18/24; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 394.

<sup>3)</sup> Holm, R., und B. Kirschstein: Wiss. Veröff. Siemens-Werk 15 (1936) S. 122/27; 18 (1939) S. 73/77; Went, J. J.: Physica, Haag, 8 (1941) S. 233/50.

<sup>4)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 126 (1923) S. 119/28.

<sup>5)</sup> Z. phys. Chem. 82 (1913) S. 457/503.

ten Metallflächen<sup>9)</sup>. Der von B. Garre<sup>10)</sup> gefundene stärkere Festigkeitsanstieg an gepreßten Pulvern des Silbers, Kupfers, Bleies, Aluminiums und Magnesiums liegt im Temperaturbereich von 150 bis 300° und bestätigt damit die Ergebnisse, die mit dem Verfahren des stillstehenden Rührers erhalten worden sind. Bemerkenswert ist die viel höher liegende Temperatur des Stehenbleibens des Rührers bei Eisenoxyd. Es ist hieraus zu schließen, daß bei den Oxyden die freien Kraftfelder wesentlich geringer sind.

Während bei der Temperatur des stehengebliebenen Rührers schon eine wenig größere Kraft genügt, um den Zusammenhalt der Körner unter sich wieder aufzuheben, stellt die Klebetemperatur<sup>11)</sup> diejenige Temperatur dar, oberhalb der die Festigkeit der sich unter reiner Druckwirkung berührenden Oberflächen rasch zu hohen Werten ansteigt. Im technischen Sinne ist daher die Klebetemperatur als die Temperatur der beginnenden Sinterung anzusehen.

Der Vergleich der Temperaturen für die Kornverholung<sup>12)</sup> und für die Kornvergrößerung läßt erkennen, daß die durch Mahlen oder Pressen hervorgerufene Veränderung im Gitterzustand von Metallpulvern unterhalb der Temperatur für das Kornwachstum zum größten Teil wieder ausgeglichen ist.

Die Ursachen für die Schwindung als Folge der durch die Temperatur bedingten Beweglichkeit der Atome können in folgenden Punkten erblickt werden.

1. Rein mechanisch kann nach Erreichung genügender Beweglichkeit der Atome ein Zusammenrutschen der Körner in die dichteste Lage vor sich gehen.

2. Je nach der Herstellungsart zeigen die Pulver, die in festem Zustand erhalten worden sind, eine unregelmäßig gestaltete Oberfläche. Diese unregelmäßig gestaltete Oberfläche wird bei höherer Temperatur durch eine Umkristallisation innerhalb des einzelnen Kornes zu regelmäßigen Kristallflächen umgestaltet, wodurch eine Verringerung des äußeren Raumbedarfs des einzelnen Kornes eintritt (Kornumformung). Als Folge dieser Verringerung des äußeren Raumbedarfs ist ein Zusammenrutschen der Einzelteilchen möglich (vgl. Bild 1).

Diese Kornumformung konnte J. A. Hedvall<sup>13)</sup> an verschiedenen Eisenoxydpräparaten mikroskopisch beobachten, wobei sich lamellenförmige Eisenoxydteilchen

in kugelförmige umwandelten. Aufnahmen mit dem Uebermikroskop an Wolframpulver (Vergrößerung 20000 : 1) ließen an den rundlichen Wolframkörnern nadelförmige Auswüchse erkennen, die ebenfalls der Kornumformung unterliegen können<sup>14)</sup>.

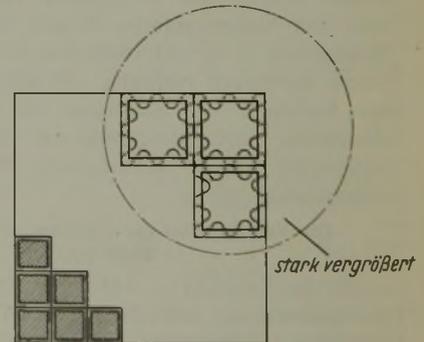


Bild 1. Schwindung durch Kornumformung.

<sup>8)</sup> Tammann, G., und W. Salge: Z. Metallkde. 19 (1927) S. 187/88.

<sup>10)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 161 (1927) S. 152/54.

<sup>11)</sup> Dawihl, W.: Z. techn. Phys. 21 (1940) S. 336/45; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 890.

<sup>12)</sup> Sauerwald, F.: Lehrbuch der Metallkunde. Berlin 1929. S. 22.

<sup>13)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 121 (1922) S. 217/24.

<sup>14)</sup> Borries, B. v., und E. Ruska: Naturwiss. 27 (1939) S. 581, Bild 4.

Die Temperatur beginnender Kornumformung dürfte weitgehend mit der Temperatur der Kornerholung und des Beginns der Schwindung zusammenfallen.

3. Nach Ueberschreitung bestimmter Temperaturen treten Umkristallisationserscheinungen zwischen mehreren Körnern in den Sinterkörpern auf, die ebenfalls durch Glättung von Oberflächenunebenheiten zu einer Verringerung des äußeren Raumbedarfs und damit zur Schwindung führen.

4. Kristallumwandlungen und chemische Umsetzungen begünstigen ebenfalls die Schwindung, weil sie eine besonders erhöhte Beweglichkeit der Atome hervorrufen<sup>15)</sup>.

Diese Darstellung erklärt, weshalb die Sinterungsvorgänge in hohem Maße von Kornform, Korngröße und besonders von der Kornoberflächenbeschaffenheit der zu sinternden Pulver abhängen. Da diese Einflüsse weitgehend durch die Herstellungsbedingungen der Metallpulver bestimmt werden, ist es erklärlich, weshalb die gesamte Vorgeschichte der zu sinternden Pulver von ausschlaggebender Bedeutung für den Verlauf der Sinterung und die Eigenschaften des Sintererzeugnisses ist. Sie erklärt auch, warum ein Vorerhitzen der Pulver über die Herstellungstemperatur im allgemeinen die Fähigkeit eines Pulvers zu sintern herabsetzt und warum Pulver von Metallen, die durch Zerkleinerung von größeren Kristallen hergestellt werden oder die in anderer Weise auf Wegen hergestellt worden sind, bei denen stabile gesunde Oberflächen auftreten, eine geringere Schwindungsneigung zeigen.

Als Beispiel für den Einfluß der Temperatur auf die Schwindung<sup>16)</sup> sind in Bild 2 die Schwindungs-

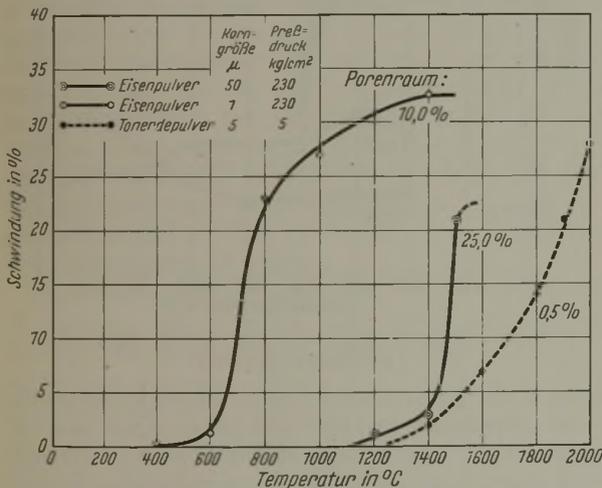


Bild 2. Zusammenhang zwischen Schwindung und Temperatur.

kurven zweier verschieden grobkörniger Eisenpulver (die Pulver enthielten < 0,08 % C; Verunreinigungen waren nur in Spuren nachweisbar) und die Schwindungskurve des Aluminiumoxyds eingezeichnet. In Uebereinstimmung mit den vorstehenden Ueberlegungen zeigt das feinere Eisenpulver gegenüber dem grobkörnigeren Pulver niedrigere

Temperatur für den Beginn der Schwindung und einen allmählichen Anstieg. Das grobkörnigere Eisenpulver war durch Zerkleinerung von geschmolzenem Eisen hergestellt worden, die dadurch bedingte geringere Möglichkeit zur Kornumformung gestattet keine so hohe Gesamtschwindung und ergibt dementsprechend einen Sinterkörper mit wesentlich größerem Porenraum. Der Vergleich zwischen feinst gemahlenem Aluminiumoxyd<sup>17)</sup> und dem etwa ebenso feinkörnigen Eisen zeigt, daß die Schwindung bei dem Oxyd erst bei einer Temperatur merklich wird, die wesentlich dichter am Schmelzpunkt liegt, als es im Vergleich dazu bei dem Eisen der Fall ist, eine weitere Bestätigung dafür, daß bei Oxyden weniger freie Kräfte nach außen wirksam sind.

Die Zunahme des Porenraumes bei hohen Glühtemperaturen kann mit der Auswirkung von Preßfehlern und mit einer Auflockerung des Gefüges durch Gasabgabe bei der bei hohen Temperaturen eintretenden Umkristallisation zusammenhängen<sup>18)</sup>.

Der Einfluß der Zeit für ein System mit Schmelzsinterung geht aus Bild 3 hervor. Man erkennt, daß der weitaus größere Teil der Schwindung in verhältnismäßig kurzer Zeit abläuft und daß sich an diesen raschen Ablauf der Schwindung dann noch eine langsame Zunahme anschließt. Die Länge der Zeit, in der der Hauptanteil der Schwindung vor sich geht, nimmt mit steigender Temperatur ab, so daß der Einfluß der Zeit bei höheren Temperaturen immer geringer wird. Die gleiche Gesetzmäßigkeit

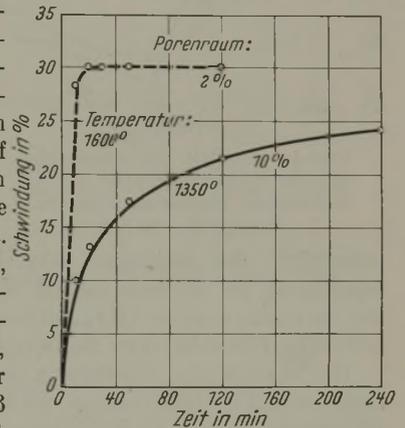


Bild 3. Zusammenhang zwischen Schwindung und Sinterungszeit. (Wolframpulver mit 5 % Ni; Korngröße 1 bis 2 µ; Preßdruck 100 kg/cm<sup>2</sup>.)

wird gefunden, wenn man bei reiner Trockensinterung den Einfluß der Zeit auf den Verlauf der Schwindung bei verschiedenen Temperaturen verfolgt. Hierin ist ein weiterer Anhaltspunkt dafür zu sehen, daß zwischen Trocken- und Schmelzsinterung kein grundsätzlicher Unterschied besteht.

Aehnlich wie die Kornumformung, die Kornerholung<sup>19)</sup> und die Rekristallisation scheint also auch die Schwindung in bestimmten Bereichen für jede Temperatur rasch einem Grenzwert zuzustreben, der erst durch Steigerung der Glüh Temperatur wieder erhöht werden kann.

Der Einfluß des Preßdruckes auf die Schwindung tritt besonders bei bildsamen Metallen (Bild 4) her-

<sup>17)</sup> Dawihl, W.: Tonind.-Ztg. 58 (1934) S. 449/51, 463/65, 477/78 u. 485/87.

<sup>18)</sup> Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 114 (1920) S. 278/80; vgl. Stahl u. Eisen 41 (1921) S. 134 u. 482.

<sup>19)</sup> Arkel, A. E. van, und W. G. Burgers [Z. Phys. 48 (1928) S. 690/702] fanden für die Kornerholung gesinterter und durch Ziehen verformter Wolframdrähte, daß die Erholung der Kristallite für jede Temperatur schnell bis zu einem Endzustand verläuft, jedoch für eine gegebene Temperatur nicht völlig verschwindet. Bei Erhöhung der Temperatur tritt erneut Erholung ein. Hiernach würden für die Erholungserscheinungen ähnliche Gesetze gelten wie für die Rekristallisation geschmolzener verformter Metalle.

<sup>15)</sup> Hedvall, J. A.: Reaktionsfähigkeit fester Stoffe. Leipzig 1938. S. 152. Die von R. Kieffer und W. Hotop [Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 517/27] sowie von F. Rollfinke [Z. VDI 84 (1940) S. 681/89 u. 953/58] zum Vergleich herangezogene Sillimanitumwandlung ist für die Sinterung nicht kennzeichnend, sondern stellt nur ein Beispiel der Beeinflussung der Adhäsionskräfte und der Umkristallisation durch zusätzliche Vorgänge dar.

<sup>16)</sup> Ueber die Form der Schwindungskurven vgl. Hedvall, J. A.: Z. phys. Chem. 123 (1926) S. 33/85; über den Zusammenhang zwischen Schmelzpunkt und Kornwachstum vgl. Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 149 (1925) S. 21, und Sauerwald, F.: Z. Elektrochem. 29 (1923) S. 79/85.

vor, bei denen durch sehr hohe Preßdrücke schon bei gewöhnlicher Temperatur eine Raumerfüllung bis zu 93 % und mehr erzielt werden kann. Bei wenig bildsamen Metallen wie Wolfram oder noch deutlicher ausgeprägt bei Wolframkarbid wirkt sich der Preßdruck oberhalb einer gewissen Grenze kaum noch auf die Höhe des Porenraumes aus. Ohne zusätzliche Druckeinwirkung, sei es während der Sinterung (Heißpressen) oder durch Schmieden nach der Fertigsinterung, lässt sich bei Trockensinterung im allgemeinen kein völlig porenfreier Sinterkörper herstellen.

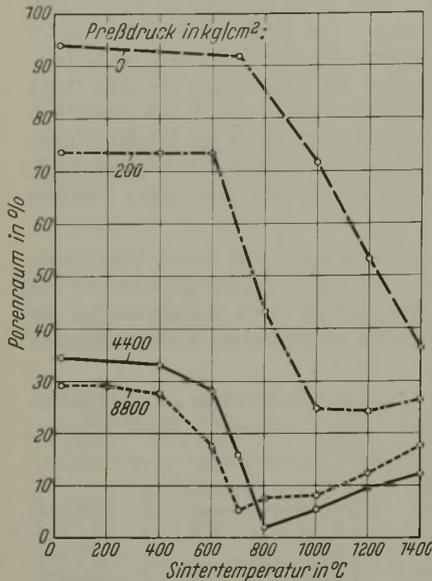


Bild 4. Einfluß des Preßdruckes und der Sintertemperatur auf den Porenraum. (Eisenpulver mit einer Korngre von 1  $\mu$ .)

genauigkeit der gesinterten Formkörper mit grerer Schwindung ab. Es muß deshalb angestrebt werden, für die betriebsmäßige Herstellung von Sinterkörpern mit möglichst kleiner Schwindung zu arbeiten.

Die durch die Sinterung hervorgerufene mechanische Festigkeit hängt von Zahl und Gre der Berührungsstellen und der Entfernung ab, bis auf die die in Wechselwirkung tretenden Oberflächen angenähert worden sind<sup>3</sup>). Die durch bildsame Verformung auftretende Abplattung der Körner vermehrt die Zahl ihrer Berührungsstellen und damit die Festigkeit stark<sup>20</sup>). Wie Bild 5 nach den Untersuchungen von F. Sauerwald und seinen Mitarbeitern<sup>21</sup>)  $\ddot{u}$ ber die Abhängigkeit der Festigkeit metallischer Prekrper von der Sintertemperatur und von J. A. Hedvall<sup>22</sup>)  $\ddot{u}$ ber die Sinterung von Eisenoxyd im Vergleich zu dem Beginn der Beweglichkeit der Atome und zu der beginnenden Kornvergrerung erkennen lässt, tritt die Zunahme der Festigkeit bei metallischen Sinterkörpern im Gegensatz zum Eisen-

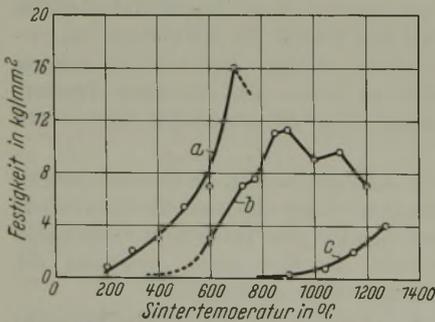


Bild 5. Abhängigkeit der Festigkeit von der Sintertemperatur.

- a) Cu-Zugfestigkeit nach F. Sauerwald und E. Jaenichen; Preßdruck 1500 kg/cm<sup>2</sup>.
- b) Fe-Zugfestigkeit nach F. Sauerwald und St. Kubik; Preßdruck 3600 kg/cm<sup>2</sup>.
- c) Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Druckfestigkeit nach Hedvall.

oxyd<sup>23</sup>) vor der Kornvergrerung ein. Die Festigkeit wird bei Metallpulvern durch die Kornvergrerung nicht immer günstig beeinflusst. Der außerordentlich rasche Anstieg der Festigkeit mit der Temperatur wurde für das gleiche Temperaturgebiet auch beim Preschweien von reinem Eisen<sup>24</sup>), von Stahl miteinander sowie von Stahl mit Hartmetallen gefunden. An technischem durch Zerkleinerung erhaltenem Eisenpulver mit vier verschiedenen Korngren bis 0,5 mm konnten W. Eilender und R. Schwalbe<sup>25</sup>) nachweisen, daß Zugfestigkeit und Härte bei gleichem Preßdruck (6000 kg/cm<sup>2</sup>), bei gleicher Sinterdauer (30 min) und gleicher Sintertemperatur (1130°) mit wachsender Korngre des Ausgangspulvers abnehmen. Unter günstigen Bedingungen nähert sich die Festigkeit gesinteter Metallkörper derjenigen der geschmolzenen Metallkörper<sup>26</sup>) und kann sie im Falle ungünstigen Gugefges sogar berschreiten.

Die Härte, gemessen als Brinellhärte, ist bei bildsamen Metallen im Gebiet hoher Preßdrücke und niedriger Glüh-temperaturen bemerkenswert hoch<sup>27</sup>) (Bild 6). Die bei sehr

hohen Preßdrücken erzielten Hrten nehmen im Temperaturgebiet zwischen 200 und 400° rasch ab; sie zeigen nach Trzebiatowski aber auch bei einer Sintertemperatur oberhalb des röntgenographisch nachgewiesenen Verschwindens der durch das Pressen hervorgerufenen Kaltverformung noch verhältnismäßig hohe Werte. Auch bei kaltverformtem Flußstahl mit 0,07 % C konnte beginnende Aenderung mancher durch die Kaltverformung bedingter Eigenschaften bereits

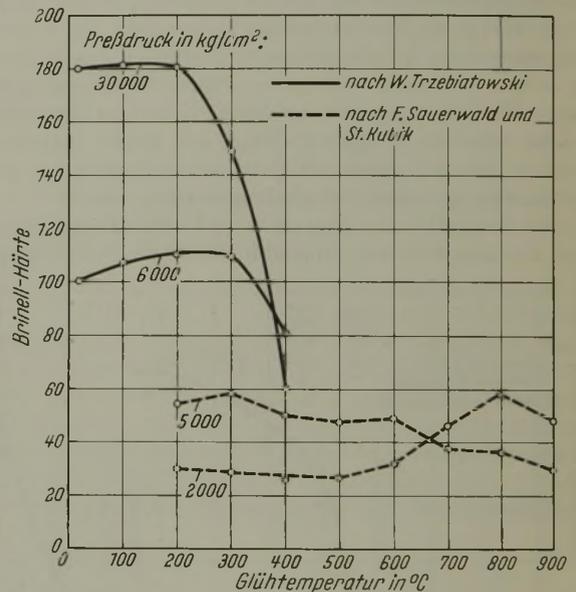


Bild 6. Einfluß des Preßdruckes auf die Härte von gesintertem Kupfer.

hohen Preßdrücken erzielten Hrten nehmen im Temperaturgebiet zwischen 200 und 400° rasch ab; sie zeigen nach Trzebiatowski aber auch bei einer Sintertemperatur oberhalb des röntgenographisch nachgewiesenen Verschwindens der durch das Pressen hervorgerufenen Kaltverformung noch verhältnismäßig hohe Werte. Auch bei kaltverformtem Flußstahl mit 0,07 % C konnte beginnende Aenderung mancher durch die Kaltverformung bedingter Eigenschaften bereits

<sup>23</sup>) Die Untersuchungen von E. Ryschkewitsch [Ber. dtsh. keram. Ges. 22 (1941) S. 54/65] zeigen, daß Sinterkörper aus reinen Oxyden außerordentlich hohe Druckfestigkeiten (Sinterkorund 300 kg/mm<sup>2</sup>) ergeben. Es wäre erwünscht, in Ergänzung dieser Arbeit die Abhängigkeit der Druckfestigkeit vom Kornwachstum bei Oxydsinterkrpern zu ermitteln. Oxydkrper brauchen zur Erzielung guter Festigkeit viel höhere Sintertemperaturen als Körper aus Metallpulvern, ebenso verhalten sich auch oberflächlich oxydierte Metallpulver [vgl. Sauerwald, F., und G. Elsner: Z. Elektrochem. 31 (1925) S. 15/18].

<sup>24</sup>) Esser, H.: Arch. Eisenhüttenw. 4 (1930/31) S. 199/206. <sup>25</sup>) Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 267/72.

<sup>26</sup>) Sauerwald, F.: Z. Metallkde. 16 (1924) S. 41/47.

<sup>27</sup>) Trzebiatowski, W.: Z. phys. Chem., Abt. B, 24 (1933) S. 75/86. Sauerwald, F., und St. Kubik: Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 33/41.

<sup>20</sup>) Skaupy, F.: Metallkeramik. Berlin 1930. S. 26.

<sup>21</sup>) Sauerwald, F., und St. Kubik: Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 33/41; Sauerwald, F., und E. Jaenichen: Z. Elektrochem. 30 (1924) S. 175/80.

<sup>22</sup>) Z. phys. Chem. 123 (1926) S. 33/85.

oberhalb 300° und unterhalb der Temperatur beobachtet werden, bei der die Merkmale der Kaltverformung, wie z. B. die Gleitlinien, verschwinden; hierin ist eine gewisse Uebereinstimmung mit dem Verhalten hoch gepreßten Kupferpulvers zu erkennen. Die auffällig hohen Härtewerte, die das Kupfer bei starker Pressung zeigt, sollten auch im Hinblick auf ihre technische Ausnutzung weiter untersucht werden. Bei niedrigen Preßdrücken nimmt die Härte bildsamer Metalle mit steigender Sinter Temperatur als Folge des sich vermindern Porenraumes zu und durchläuft im allgemeinen ein Maximum. Die Temperatur für das Maximum fällt ungefähr mit der Temperatur zusammen, bei der der Porenraum sich sehr rasch vermindert und die Festigkeit stark angestiegen ist. Mit zunehmender Kornvergrößerung fällt die Härte wieder ab. Bei nur wenig bildsamen Metallen wie Wolfram oder praktisch unbildsamen Metallverbindungen wie den Karbiden hochschmelzender Metalle wird durch den Preßdruck nur eine sehr geringe oder keine Kaltverformung der einzelnen Körner hervorgerufen. Dementsprechend fehlt in solchen Fällen die Härtesteigerung im Gebiet niedriger Glüh Temperaturen.

Der elektrische Widerstand gepreßter, aber nicht gesinteter Metallpulver ist nach F. Skaupy und O. Kantorowicz<sup>28)</sup> wesentlich höher als der geschmolzener Metalle. Bei weichen Metallen ist der Unterschied zu geschmolzenen Metallen kleiner als bei harten. Auch nach dem Sintern liegt der elektrische Widerstand bei Körpern aus Metallpulvern wesentlich höher als der aus dem Schmelzfluß erhaltener Metalle; er nimmt jedoch mit steigender Glüh Temperatur der Sinterkörper dauernd ab<sup>29)</sup>. Durch Pressen von Kupferpulver bei höheren Temperaturen (300 und 450°) konnte W. Trzebiatowski<sup>30)</sup> bei 15 000 kg/cm<sup>2</sup> Preßdruck Preßlinge mit nur noch sehr geringem Porenraum herstellen, die im elektrischen Widerstand und im Temperaturbeiwert des elektrischen Widerstandes sich kaum noch von geschmolzenem Kupfer unterschieden. Bei dieser Glüh Temperatur war jedoch die auffällig hohe Härte gepreßter Kupfersinterkörper noch nicht viel abgefallen, so daß sich auf diesem Wege also besonders harte gut leitende Kupferkörper herstellen lassen.

Die Gefügeentwicklung während der Sinterung ist besonders eingehend von Sauerwald und seinen Mitarbeitern untersucht worden. Beim Erhitzen von Sinterkörpern aus bildsamen Metallen auf bestimmte Temperaturen wurde eine Kornvergrößerung beobachtet, die als von der Höhe des Preßdruckes unabhängig gefunden wurde, und zwar auch für nur eingeschüttete, also nicht gepreßte, und auch für besonders gereinigte<sup>31)</sup> Pulver. Während im allgemeinen bei den aus dem Schmelzzustand erstarrten Metallen bei Fehlen von Umwandlungen in festem Zustand ohne mechanische Beanspruchungen keinerlei Kornwachstum als Folge nachträglichen Glühens festzustellen ist<sup>32)</sup>, zeigen gesinterte Metallkörper Kornwachstum bei Temperaturen,

die etwa bei zwei Dritteln der absoluten Schmelztemperatur<sup>33)</sup> liegen, und zwar unabhängig von der Höhe des Preßdruckes. Für die Sinterung von Karbonyleisenpulver wurden die Beobachtungen von Sauerwald über den fehlenden Einfluß des Preßdruckes auf die Temperatur der beginnenden Kornvergrößerung bestätigt<sup>34)</sup>; das gleiche fanden Eilender und Schwalbe<sup>35)</sup> an Sinterkörpern aus durch Zerkleinerung hergestelltem technischem Eisenpulver. Sauerwald<sup>3)</sup> sucht die Unabhängigkeit der Temperatur beginnender Kornvergrößerung bei gesinterten Metallpulvern vom Preßdruck durch die Annahme zu erklären, daß für das Kornwachstumsbestreben jedes einzelnen Kornes schon die Berührung mit dem Nachbarkorn an einer einzigen Stelle ausreicht, die auch bei sehr kleinen Preßdrücken bereits vorliegen kann. Hoher Preßdruck vermehrt zwar die Festigkeit durch zahlreiche Berührung, aber nicht die Möglichkeit des Kornwachstums.

Da das Kornwachstum nicht oder nur wenig gepreßter Metallpulver nach Sinterung bei niedrigen Glüh Temperaturen metallographisch nicht immer einwandfrei beobachtet werden kann, haben wir das Kornwachstum in Abhängigkeit vom Preßdruck röntgenographisch verfolgt<sup>35)</sup>. Die Sinterung erfolgte durch zweistündiges Erhitzen kleiner Pastillen von 20 mm Dmr. und 5 mm Höhe im elektrischen Ofen im Wasserstoffstrom. Um festzustellen, inwieweit sich eine Verformung der Einzelkörner auf das Kornwachstum auswirkt, wurde ein Teil des Eisenpulvers 72 h lang mit Methylalkohol in einer Eisenkugelmühle gemahlen. Ein Teil der Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchung ist in **Zahlentafel 2. Sinter Temperatur und Korngröße von Eisenpulver in Abhängigkeit vom Preßdruck.** (Ausgangskorngröße 1  $\mu$ . Sinterzeit jeweils 1 h.)

Sinter-temperatur ° C	Preßdruck kg/cm <sup>2</sup>			
	0	230	4400	8800
	Röntgenlinien bzw. Korngröße <sup>1)</sup>			
unge-sintert	scharf	wenig verwaschen	stark verwaschen	stark verwaschen
200	unverändert (1 $\mu$ )	unverändert	unverändert	unverändert
400	unverändert (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )	wenig erholt	wenig erholt
600	unverändert (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )
700	unverändert (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )	2 bis 3 $\mu$	2 bis 8 $\mu$
800	unverändert (1 $\mu$ )	erholt (1 $\mu$ )	5 bis 15 $\mu$	3 bis 7 $\mu$
1000	5 bis 10 $\mu$	10 $\mu$	15 bis 60 $\mu$	15 bis 70 $\mu$
1200	—	5 bis 40 $\mu$	15 bis 80 $\mu$	15 bis 80 $\mu$
1400	bis 250 $\mu$	bis 250 $\mu$	bis 250 $\mu$	bis 250 $\mu$

<sup>1)</sup> Soweit möglich, ist die Korngröße sowohl metallographisch als auch röntgenographisch bestimmt worden.

in **Zahlentafel 2** zusammengestellt. Aus den Versuchen ergeben sich folgende Schlüsse:

1. Die Kornerholung hängt von der Art der Verformung ab. Gemahlene und dadurch verformte Eisenpulver zeigt eine Erholung, also gegenüber Röntgenstrahlen wieder gleichartiges Verhalten, nach Erhitzung auf 400°, gepreßtes Eisenpulver braucht hierzu 600°.

2. Durch das Pressen mit hohen Drücken wird die Temperatur beginnenden Kornwachstums erheblich ge-

<sup>33)</sup> Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 149 (1925) S. 21/98; Sauerwald, F.: Z. Elektrochem. 29 (1923) S. 79/85.

<sup>34)</sup> Schlecht, L., W. Schubardt und F. Duftschmid: Z. Elektrochem. 37 (1931) S. 485/92.

<sup>35)</sup> Die Untersuchungen wurden gemeinsam mit Fräulein U. Schmidt und Herrn Dr. W. Rix durchgeführt.

<sup>28)</sup> Z. Elektrochem. 37 (1931) S. 482/85 u. 491/92.

<sup>29)</sup> Sauerwald, F., und St. Kubik: Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 33/41.

<sup>30)</sup> Z. phys. Chem., Abt. A, 169 (1934) S. 91/102.

<sup>31)</sup> Sauerwald, F.: Z. Elektrochem. 29 (1923) S. 79/85; vgl. auch Fraenkel, W.: Z. anorg. allg. Chem. 122 (1922) S. 295/98.

<sup>32)</sup> Sauerwald, F.: Lehrbuch der Metallkunde. Berlin 1929. S. 22. Tammann, G.: Z. anorg. allg. Chem. 121 (1922) S. 275/80. Tammann, G.: Z. Metallkde. 22 (1930) S. 224/29. Burgers, W. G.: Rekristallisation, verformter Zustand und Erholung. In: Handbuch der Metallphysik, Bd. 2. Teil 3. Leipzig 1941. An Reinstaluminium konnten Röhrlig, H., und E. Kapernick [Aluminium, Berl., 17 (1935) S. 411/15] Kornneubildung beim Glühen dicht unter dem Schmelzpunkt feststellen.

senkt, und zwar scheint die Korngröße bei sehr hohen Preßdrücken geringer zu sein als bei mittleren Preßdrücken.

3. Im Vergleich mit dem Rekristallisationsschaubild geschmolzenen Eisens<sup>36)</sup> liegen die Temperaturen für das beginnende Kornwachstum verhältnismäßig hoch. Bei geschmolzenem Eisen entspricht eine Rekristallisationstemperatur von 800° einem Verformungsgrad von 1%. Soweit sich die Preßvorgänge an Metallpulvern mit der Verformung von regulinischem Eisen vergleichen lassen, würde also selbst ein Preßdruck von 8800 kg/cm<sup>2</sup> nur eine sehr kleine Verformung bedeuten.

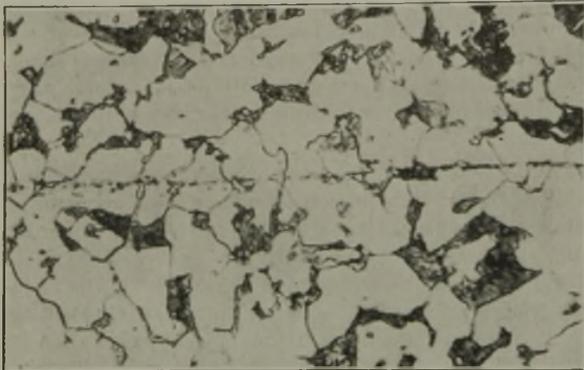


Bild 7. Trockenschweißung von Stahl bei 850° (nach W. Dawihl und W. Rix).

Um ein Gemisch sintern zu können, darf bei der Sinter-temperatur nur so viel Schmelze entstehen, daß die durch den ungelösten Anteil gerüstartig bestimmte Form des Körpers nicht z. B. durch Kantenabrundung oder Erweichung beeinträchtigt wird. Hieraus folgt, daß die für ein Gemisch anwendbare Sintertemperatur durch die Löslichkeit der Bestandteile ineinander bestimmt wird. Andererseits führt diese Ueberlegung zu der Anschauung, daß die ungelösten Anteile gewissermaßen ein festes Gerüst bilden müssen, in dessen Hohlräumen sich die Schmelze befindet. Für gesinterte Hartmetalllegierungen konnte die Bildung

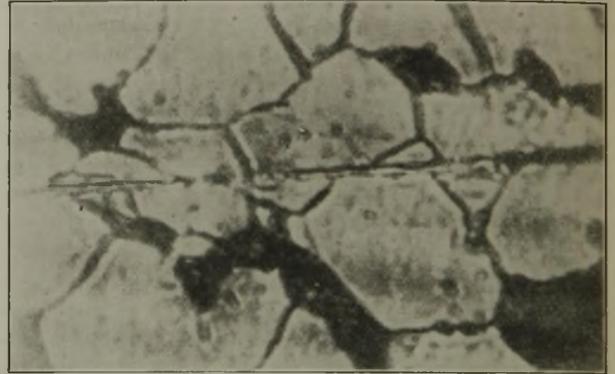


Bild 8. Lötung von Stahl mit Silber (nach O. Fischer).

Bilder 7 und 8. Vergleich von Sintern und Löten.

Aus Untersuchungen über die Verformung von Wolframkarbid durch schleifende Beanspruchung<sup>37)</sup> hat sich ergeben, daß schon sehr kleine Schleifbeanspruchungen eine oberflächliche Verformung der Gitter hervorrufen. Es erscheint möglich, daß das Kornwachstum gesinteter Metalle mit oberflächlicher Verformung der Körner durch die während des Einrüttelns oder auch Pressens entstehenden Reibungskräfte zusammenhängt, ohne daß eine durchgreifende Verformung des ganzen Kornes erforderlich wäre.

Eine einwandfreie Erklärung für die Unterschiede in den Untersuchungsergebnissen verschiedener Untersuchungsstellen kann noch nicht gegeben werden. Es ist möglich, daß das Kornwachstum nicht nur von der Verformung, sondern auch von der Korngröße der Metallpulver und von ihrer mechanischen Beschaffenheit, vor allem von dem Zustand ihrer Oberflächen und der Reinheit stark abhängen kann; so ist es z. B. bei gesintertem Wolfram und auch bei einigen anderen gesinterten Metallen gelungen, die Kornvergrößerung durch Zusätze von kleinen Mengen von Oxyden, die in dem betreffenden Metall unlöslich sind und während der Sinterung nicht verändert werden, zu hemmen<sup>38)</sup>.

Grundsätzlich gleichartig verlaufen die Vorgänge bei der Sinterung, wenn mehrere Stoffe im Gemisch miteinander gesintert werden<sup>39)</sup>. Wird dabei der Schmelzpunkt des niedrigst schmelzenden Anteiles bzw. des sich bildenden Eutektikums überschritten, so wird hierdurch im allgemeinen die Schwindung erleichtert. Außerdem können durch Lösungs- und Ausscheidungsvorgänge Korngrößenveränderungen begünstigt werden, die sich auf die Eigenschaften des Sinterkörpers stark auswirken können.

eines Gerüsts nachgewiesen werden<sup>37)</sup>. Die Bildung eines Gerüsts aus den ungeschmolzenen Anteilen kann durch die flüssigen Phasen insofern begünstigt werden, als sie z. B. Verunreinigungen von den Oberflächen der festen Körner ablösen und dadurch deren Verschweißung erleichtern kann. Die Vorgänge der Kornverwachsung konnten bei der Preßschweißung<sup>24)</sup> und beim Löten<sup>40)</sup> im Schlibbild sichtbar gemacht werden (Bilder 7 und 8). Der Zusammenhang des ungelösten Anteils in Form eines Gerüsts beim Sintern eines Gemisches mit kleinen Mengen flüssiger Anteile ist also grundsätzlich der gleiche wie bei Abwesenheit einer flüssigen Phase. Das Gerüst bestimmt in beiden Fällen wesentliche Eigenschaften der Sinterkörper. Wird dagegen ein Gemisch von Metallpulvern bei Temperaturen unterhalb des Aufschmelzens des niedrigst schmelzenden Stoffes oder Eutektikums gesintert, so kann sich ein abweichend aufgebautes Gerüst ausbilden, und damit können grundsätzlich andere Eigenschaften des gesinterten Körpers entstehen.

Zusammenfassend lassen sich aus den geschilderten Vorgängen beim Sintern folgende dem augenblicklichen Stand unserer Kenntnisse entsprechende Anschauungen ableiten:

1. Die Begünstigung der Sinterung durch steigende Glüh-temperatur beruht auf der Beseitigung von Hemmungen, die der Auswirkung der Oberflächenkräfte entgegenstehen.

2. Die Auswirkung der molekularen Oberflächenkräfte geht, sobald durch genügende Atombeweglichkeit oder andere Maßnahmen die Hemmungen beseitigt sind, mit großer Geschwindigkeit vor sich. Daher ist der Zeiteinfluß bei der Sinterung ebenso wie beim Preßschweißen gering, soweit er die reine Betätigung der Oberflächenkräfte betrifft.

<sup>36)</sup> Oberhoffer, P.: Das technische Eisen. Berlin 1925. S. 377.

<sup>37)</sup> Dawihl, W.: Z. techn. Phys. 21 (1940) S. 336/45; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 890. Nowikov, A., und Ju. Terminassov: Shurnal technitscheskoi Fisiki 10 (1940) S. 505/13; vgl. Zbl. Werkstofforsch. 1 (1941) S. 76.

<sup>38)</sup> Geiss, W., und J. A. M. van Liempt: Z. anorg. allg. Chem. 168 (1927) S. 107/12. Hüniger, M.: Wiss. Veröff. Osräm-Konzern 1 (1930) S. 124/32.

<sup>39)</sup> Masing, G.: Z. anorg. allg. Chem. 62 (1909) S. 265/309.

<sup>40)</sup> Fischer, O.: Vorgänge und Festigkeiten beim Hartlöten. Berlin 1939. S. 10/17. Die Festigkeit kann durch Diffusionsvorgänge beim Löten als Ueberlagerung über die reine Oberflächenfestigkeit erheblich beeinflußt werden; vgl. Rostovsky, L., und E. Lüder: Z. Metallkde. 21 (1929) S. 24/26.

3. Der Vorgang der Schwindung wird im wesentlichen durch die Kornumformung bedingt. Die Fähigkeit zur Kornumformung hängt mit einem gewissen Unordnungszustand im Innern und an der Oberfläche der Körner zusammen. Da dieser Unordnungszustand von der Entstehungsgeschichte des Pulvers bestimmt wird, hängt der Verlauf der Schwindung und damit die Abhängigkeit der Eigenschaften des Sinterkörpers von der Sintertemperatur von der Vorgeschichte des Pulvers in hohem Maße ab.

4. Hoher Preßdruck bewirkt bei bildsamen Metallen eine Kaltverformung, die sich in hoher Anfangshärte und hohem elektrischen Widerstand im Gebiete niedriger Glühtemperaturen auswirkt.

5. Metallpulver zeigen bei höheren Sintertemperaturen Kornvergrößerung. Die Abhängigkeit der Kornvergrößerung von der Reinheit, dem Preßdruck, der Zeit, der Korngröße der Ausgangspulver, ihrem Aufbau aus einem oder mehreren Kristallen (primäre und sekundäre Körner) und von Oberflächenveränderungen und Zusätzen ist noch nicht genügend sicher erforscht.

6. Ein grundsätzlicher Unterschied zwischen Trockensinterung (ohne schmelzflüssige Phasen) und Schmelzsinterung (mit schmelzflüssiger Phase) ist nicht anzunehmen.

7. Inwieweit die von W. Guertler und M. Pirani<sup>41)</sup> geäußerte Anschauung über einen unteren Temperaturpunkt, unterhalb dessen beim Erhitzen von Metallpulvern keine Schwindung eintritt und der bei etwa 500° liegen soll, zutrifft, läßt sich an Hand der bisher vorliegenden Untersuchungsergebnisse nicht entscheiden. Ein Teil unserer eigenen Beobachtungen spricht für eine derartige Annahme.

#### Verfahren zur Herstellung von Metallpulvern und Formkörpern auf dem Sinterwege.

Für die Herstellung von Metallpulvern kommen in Betracht:

##### a) Physikalisch-chemische Verfahren:

1. Reduktion der Metalloxyde mit gasförmigem oder sich bei der Reaktion vergasendem Reduktionsmittel (Wasserstoff, Kohlenstoff). Bei Vorliegen sehr reiner oxydischer Erze können Metallpulver auf diesem Wege unmittelbar gewonnen werden (Schwammeisen). Legierungen lassen sich durch gemeinsame Reduktion des Oxydgemisches herstellen<sup>42)</sup>.
2. Reduktion der Metallverbindungen aus Lösungen, wie z. B. Kupferpulver aus Kupfersulfatlösungen durch Fällung mit Eisen.
3. Elektrolytische Abscheidung von Metallen unter Bedingungen, unter denen keine zusammenhängenden Metallschichten entstehen<sup>43)</sup>.
4. Zersetzung flüchtiger Metallverbindungen wie der Karbonyle<sup>44)</sup> oder der Halogenide an glühenden Drähten<sup>45)</sup>.
5. Gewinnung der Metallpulver aus ihren Amalgamen.
6. Abscheidung der Metalle aus ihren Halogenidsalzen durch Einwirkung von metallischen Alkalien oder Erdalkalien.

<sup>41)</sup> DRP. 374 615 vom 4. Juni 1919.

<sup>42)</sup> Cassirer-Bánó, S., und J. A. Hedvall: Z. Metallkde. 31 (1939) S. 12/14.

<sup>43)</sup> DRP. 306 772 vom 24. Mai 1916; Herstellung von Eisenpulver durch Elektrolyse einer 3prozentigen FeCl<sub>2</sub>-Lösung mit einer Stromdichte von ~ 10 A/dm<sup>2</sup>.

<sup>44)</sup> Mittasch, A.: Z. angew. Chem. 41 (1928) S. 827/33; vgl. Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 979/80. Schlecht, L., W. Schubardt und F. Duftschmid: Z. Elektrochem. 37 (1931) S. 485/92; Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 845/49.

<sup>45)</sup> Arkel, A. E. van, und J. H. de Boer: Z. anorg. allg. Chem. 148 (1925) S. 345/50; Boer, J. H. de, und J. D. Fast: Z. anorg. allg. Chem. 153 (1926) S. 1/8; Fast, J. D.: Z. anorg. allg. Chem. 241 (1939) S. 42/56; Fischvoigt, H., und F. Korf: Z. techn. Phys. 6 (1925) S. 296/98; Moers, K.: Metallwirtsch. 13 (1934) S. 640/43.

##### b) Mechanische Verfahren:

1. Zerstäubung von Metallstücken mit Hilfe elektrischer Entladungen gegebenenfalls unter Flüssigkeiten.
2. Herstellung von Metallpulvern durch Zerkleinern auf dem Schmelzwege hergestellter Metallstücke (Hametag-Verfahren)<sup>46)</sup>.
3. Zerstäubung oder Schleudung von geschmolzenen Metallen durch reduzierende oder neutrale Gasströme (Verfahren der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt).
4. Verdampfung der Metalle oder Metalloxyde in reduzierend wirkender Umgebung gegebenenfalls im Lichtbogenofen und Kondensation der Dämpfe durch Abschrecken.

Für die Herstellung von Sinterkörpern ist die Prüfung der Metallpulver auf Korngröße und Kornform sowie Oberflächenbeschaffenheit wichtig. Bis zu Korngrößen von 60  $\mu$  herab können zur Bestimmung der Korngröße die Siebe nach DIN 1171 verwendet werden. Soweit mit feinkörnigen zum Zusammenbacken neigenden Metallpulvern mit Korngrößen unter 60  $\mu$  gearbeitet wird, sind die bekannten Schlämm- und Windsichtverfahren, wie z. B. die Verfahren nach Schulze und H. Harkort<sup>47)</sup>, A. H. M. Andreasen<sup>48)</sup>, H. Kühl und W. Czernin<sup>49)</sup> oder H. W. Gonell<sup>50)</sup> wenig geeignet. Größere Sicherheit bietet die mikroskopische Prüfung durch Anreiben des Metallpulvers mit Oel oder Einschmelzen in nicht lösende, aber gut benetzende Stoffe<sup>51)</sup>. Anhaltspunkte bietet ferner die Röntgenuntersuchung.

Die Arbeitsgänge zur Herstellung von gesinterten Formkörpern gliedern sich in

- a) Mahlen und Mischen,
- b) Sieben,
- c) Pressen, gegebenenfalls mit anschließender spanabhebender Formgebung, und
- d) Glühen und Nachbearbeitung.

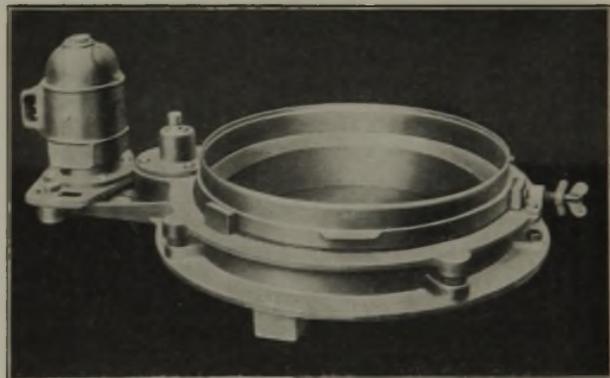


Bild 9. Schwingsieb.

Für das Mahlen und Mischen können die üblichen Kugelmöhlen sowie Knet- und Mischmaschinen verwendet werden. Bei Pulvern, die gegen Oxydation empfindlich sind, ist das Mahlen unter organischen Flüssigkeiten vorzunehmen<sup>52)</sup>.

Zum Sieben können Schwingsiebe (Bild 9), bei denen der Siebrahmen mit dem Sieb auf Gummipuffern ruhend

<sup>46)</sup> DRP. 395 075 vom 14. Oktober 1922; DRP. 679 594 vom 17. November 1935.

<sup>47)</sup> Harkort, H.: Tonind.-Ztg. 56 (1932) S. 1031/33.

<sup>48)</sup> Kolloid-Z. 49 (1929) S. 253.

<sup>49)</sup> Tonind.-Ztg. 53 (1929) S. 1247/50.

<sup>50)</sup> Z. VDI 72 (1928) S. 945/50.

<sup>51)</sup> Agte, K., H. Schönborn und K. Schröter: Z. techn. Phys. 6 (1925) S. 293/96.

<sup>52)</sup> DRP. 531 921 vom 8. Januar 1930.

durch eine Unwucht in Schwingungen versetzt wird, vorteilhaft verwendet werden. Gegenüber den Sieben, die mit Bürsten arbeiten, zeigen Schwingsiebe neben erhöhter Leistung geringere Abnutzung der Siebe und eine längere Erhaltung der Gleichmäßigkeit der Maschenweite.

Das Pressen auf hydraulischen oder Exzenterpressen der durch Mahlung und Siebung vorbereiteten Metallpulver kann entweder unter Berücksichtigung der Schwindung gleich zu den endgültigen Formkörpern<sup>53)</sup> erfolgen, oder es können Stäbe gepreßt werden, aus denen gegebenenfalls nach einer Vorerhitzung durch spanabhebende Arbeitsgänge die Formkörper herausgearbeitet werden. Um die Abnutzung der Preßformen möglichst herabzusetzen, empfiehlt sich deren Auskleidung mit Hartmetallegerungen. Bei den Preßformen sind Luftkanäle vorzusehen. Bei Pulvern, die zur Schichtenbildung oder zu anderen Preßfehlern neigen, hat sich vielfach ein Pressen im Vakuum als vorteilhaft erwiesen.

Für das Sintern von Metallpulverkörpern muß eine reduzierende Atmosphäre vorgesehen werden, die beispielsweise durch Wasserstoff, Leuchtgas oder Ammoniak<sup>54)</sup> — gegebenenfalls nach Spaltung — erzielt werden kann. Die Sinterung im Vakuum begünstigt die Entgasung und führt daher in manchen Fällen zu besonders porenarmen Körpern. Als Sinterofen für Temperaturen bis zu 1150° können besonders vorteilhaft die in neuerer Zeit entwickelten Förderbandöfen (vgl. Bild 10) verwendet werden<sup>55)</sup>. Bei

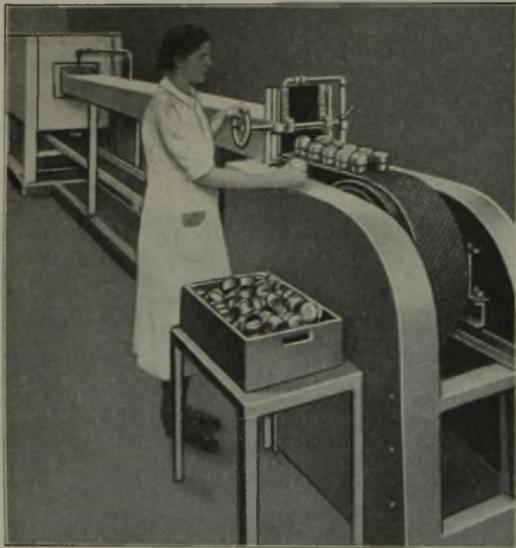


Bild 10. Ansicht eines Förderbandofens.

diesen Öfen läuft ein endloses Band durch den Ofenraum, auf den der zu sinternde Körper aufgestellt oder in Kapseln eingesetzt werden kann. Die Erzeugung einer billigen reduzierenden Atmosphäre erfolgt bei diesen Öfen durch eine besondere Einrichtung, in der Leuchtgas mit einer zur voll-

<sup>53)</sup> Für das Pressen dünnwandiger Hohlkörper vgl. Kühnel, R.: Werkstoffe für Gleitlager. Berlin 1939. S. 415. Ferner DRP. 278 156 vom 13. Februar 1913, und Franke, P.: Keram. Rdsch. 46 (1938) S. 485.

<sup>54)</sup> Ueber das Verhalten von Metallen gegenüber Wasserstoff und anderen Gasen vgl. Sieverts, A.: Z. Metallkde. 21 (1929) S. 37/46; Stahlu. Eisen 49 (1929) S. 1800. Houdremont, E., und P. A. Heller: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 756/60; Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 4 (1941) S. 117/26.

<sup>55)</sup> Kuhlmann, E.: Masch.-Bau Betrieb 16 (1937) S. 457/60; Simon, G.: AEG-Mitt. 1939, S. 407/13; Pawlek, F.: ETZ 60 (1939) S. 1445/48 u. 1475/78.

ständigen Verbrennung unzureichenden Menge Luft über Schamottekatalysatoren, die mit Nickelsalzen getränkt sind, verbrannt wird. Für höhere Temperaturen kommen Silitstaböfen, ferner Kohlerohr-Kurzschlußöfen oder Öfen mit Wolfram- oder Molybdänheizstäben in Betracht.

Für die Herstellung von Formkörpern kommt auch dem Heißpreßverfahren<sup>56)</sup> Bedeutung zu, bei dem Formgebung und Sinterung in einem Arbeitsgang erfolgen können. Durch das Heißpressen lassen sich Formkörper mit einer Genauigkeit in den Abmessungen bis auf wenige hundertstel Millimeter herstellen, da die Schwindung und damit die durch ungleichmäßiges Schwinden hervorgerufenen Schwankungen in den Abmessungen kalt gepreßter und üblich gesinterter Körper fortfallen.

Die beim Heißpressen erzielbare besondere Verdichtung gesinterter Erzeugnisse läßt sich auch durch Warm Schmieden erzielen. Für kleinere Stababmessungen wenig

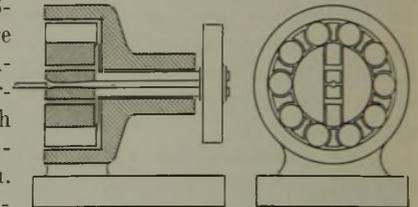


Bild 11. Hämmermaschine.

bildsamer Metalle haben sich dabei Hämmermaschinen (vgl. Bild 11) als vorteilhaft gezeigt.

Eine weitere Möglichkeit, Metallegierungen auf dem Sinterwege herzustellen, beruht darin, daß man aus dem betreffenden Metallkörper einen porigen Sinterkörper herstellt und diesen dann mit einem niedriger schmelzenden Metall tränkt. Ferner läßt sich Kupfer und Silber in porig gesinterte Wolframkörper einseigern, was besonders für die Herstellung von Kontakten von Bedeutung ist. Auch Karbide hochschmelzender Metalle lassen sich mit niedriger schmelzenden Metallen tränken<sup>57)</sup>.

#### Anwendungsgebiete gesinterter Metalle.

Die technischen Vorteile der Pulvermetallurgie liegen in folgendem begründet.

1. Durch Sinterung lassen sich Formkörper herstellen, die den Gebrauchsabmessungen sehr nahe kommen oder sie sogar ganz erreichen, so daß spanabhebende oder spanlose Formgebung gegenüber den auf dem Schmelzwege hergestellten Formstücken ganz oder teilweise eingespart werden kann. Naturgemäß wirken sich diese Vorteile besonders bei schwer zerspanbaren oder wertvollen Werkstoffen aus.
2. Pulvermetallurgisch können Metalle in besonders reiner Form hergestellt werden, da sich Einflüsse der zur Erhitzung dienenden Werkstoffe beim Sintern weitgehend ausschalten lassen.
3. Die Pulvermetallurgie gestattet, Metallkörper mit bestimmter Porigkeit herzustellen. Dadurch läßt sich die elektrische Leitfähigkeit, die Wärmeleitfähigkeit und die Wichte von Metallen sehr stark beeinflussen<sup>58)</sup>.
4. Es können Werkstoffe hergestellt werden, die aus im flüssigen Zustand nicht mischbaren Metallen oder Metallen und Nichtmetallen wie z. B. Metalloxyden bestehen. Die Reduktionsmöglichkeit schwer reduzierbarer Metalle im

<sup>56)</sup> DRP. 504 484 vom 13. Februar 1926; Diener, O.: DRP. 513 445 vom 12. Januar 1927; Trzebiatowski, W.: Z. phys. Chem., Abt. A, 169 (1934) S. 91/102; Sauerwald, F.: Z. Metallkde. 21 (1929) S. 22/23; Ritzau, G.: Werkstattstechn. 35 (1941) S. 145/49.

<sup>57)</sup> DRP. 443 911 vom 19. März 1922.

<sup>58)</sup> Hardy, Ch.: Metal Progr. 22 (1932) Nr. 1, S. 32/37; vgl. Metallwirtsch. 13 (1934) S. 87/88.

Gemisch mit leicht reduzierbaren muß dabei beachtet werden<sup>59)</sup>.

5. Seigerungserscheinungen, Lunker sowie verlorene Köpfe lassen sich bei Sinterung völlig vermeiden.

Bei der Herstellung hochschmelzender Metalle wie Wolfram<sup>60)</sup> und Molybdän und den Hartmetallen ist das Sintern zur Zeit der einzige technisch gangbare Weg, während bei anderen Werkstoffen das Sintern mit dem Schmelzen im Wettbewerb steht und von Fall zu Fall geprüft werden muß, welcher Weg der technisch und wirtschaftlich vorteilhaftere ist.

Die folgenden Zusammenstellungen geben eine Uebersicht über die bisher an pulvermetallurgisch hergestellten Metallen ermittelten Eigenschaften.

Die mechanischen Eigenschaften des Wolframs<sup>61)</sup>, Molybdäns und Tantals ergeben sich aus *Zahlentafel 3*. Die hohe Warmfestigkeit des Wolframs

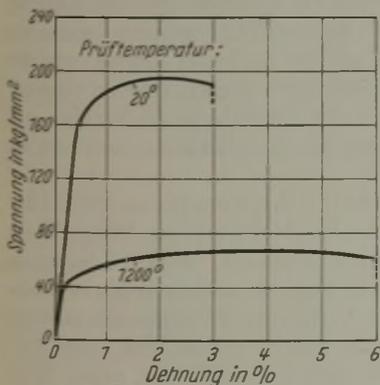
*Zahlentafel 3*. Eigenschaften von Wolfram, Molybdän und Tantal.

	Wolfram	Molybdän	Tantal
Schmelzpunkt . . . . °C	3400	2600	2900
Wichte . . . . . g/cm <sup>3</sup>	19,32	10,3	17,0
Zugfestigkeit <sup>1)</sup> bei 20° kg/mm <sup>2</sup> (Einkristall) . .	110 <sup>2)</sup>	35	35—120
Bruchdehnung (L = d) . . %	bis 20	bis 25	2
Brinellhärte . . . . .	bis 350	bis 200	bis 350
Elastizitätsbeiwert kg/mm <sup>2</sup>	38 000	30 000	19 000
Ausdehnungsbeiwert (zwischen 20 und 1000°)			
10 <sup>-6</sup> m/m °C	5,2	6,0	7,0
Spezifische Wärme cal/g °C	0,033	0,065	0,034
Wärmeleitfähigkeit bei (20°) cal/cm · s °C	0,38	0,35	0,13
Elektrischer Widerstand bei 20° Ω mm <sup>2</sup> /m . .	0,055	0,053	0,16
bei 2000° Ω mm <sup>2</sup> /m . .	0,7	0,6	0,9

1) Am Einkristall ermittelt.

2) Bei Kaltverformung steigt die Zugfestigkeit bis auf etwa 180 kg/mm<sup>2</sup> an, sie nimmt ferner mit abnehmendem Drahtdurchmesser sehr stark zu. Für Molybdän gelten ähnliche Verhältnisse.

geht aus dem Spannungs-Dehnungs-Schaubild für 20 und 1200° hervor (*Bild 12*). Noch bei 1600° hat Wolfram eine Zugfestigkeit von etwa 15 kg/mm<sup>2</sup>.



*Bild 12*. Spannungs-Dehnungs-Schaubild von Wolfram.

Die chemische Beständigkeit des Wolframs gegen Salzsäure, Schwefelsäure, Flußsäure und Phosphorsäure bei Siedehitze ist ausgezeichnet, wie es auch gegen verdünnte Salpetersäure noch verhältnismäßig gut beständig ist (*Zahlentafel 4*). Die von R. Irman<sup>62)</sup> bestimmte Wider-

standsfähigkeit von Wolfram-Nickel-Legierungen gegen den Angriff 65prozentiger Schwefelsäure bei 95° stimmt in der Größenordnung mit den in *Zahlentafel 4* mitgeteilten

*Zahlentafel 4*. Chemische Widerstandsfähigkeit von gesintertem Wolfram und Wolframlegierungen.

Angreifendes Mittel	Angriffstemperatur °C	Gewichtsverlust in g/m <sup>2</sup> · 24 h von	
		W	W + 5 % Ni
Salzsäure, 20 % . . . .	100	9,1	26,6
Salpetersäure, 10 % . .	100	8,2	17,9
Flußsäure, 40 % . . . .	80	11,1	10,0
Schwefelsäure, 50 % . .	100	0,0	10,6
Phosphorsäure, 50 % . .	100	0,0	4,1
Phosphorsäure, 98 % . .	300	19,3	87,0

Wolfram allein sowie Legierungen aus Wolfram mit Silber und Kupfer haben sich für die Herstellung von Kontakten, z. B. von Zündunterbrechern, ausgezeichnet bewährt<sup>63)</sup>, und zwar besonders bei Kontakten mit Verschleißbeanspruchung. Die Herstellung der Kontaktlegierungen kann entweder durch Mischung der Pulver und Sinterung oder aber durch Aufsaugung von geschmolzenem Silber oder Kupfer in dem porös gesinterten Wolframkörper erfolgen.

Die Hartmetallegerierungen als Werkstoffe höchster Verschleißfestigkeit<sup>64)</sup> sind in Deutschland in engstem Zusammenhang mit der Glühlampenindustrie<sup>65)</sup> entwickelt worden. Während die Sinterung von reinem Wolfram und Molybdän eine Trockensinterung darstellt, beruht die Herstellung von Hartmetallegerierungen auf einer Schmelzsinterung. Die allgemeinen Eigenschaften von Hartmetallegerierungen ergeben sich aus *Zahlentafel 5*. Die hohe Druck-

*Zahlentafel 5*. Zusammenstellung allgemeiner Eigenschaften von Hartmetallen.

Hartmetallart nach DIN E 4966	G 1	S 1
Ungefähre Zusammensetzung	94 % WC + 6 % Co	94 % WC + TiC + 6 % Co
Wichte . . . . . g/cm <sup>3</sup>	14,7	11,1
Druckfestigkeit . . kg/mm <sup>2</sup>	425 <sup>1)</sup>	425 <sup>1)</sup>
Zugfestigkeit		
bei 20° . . . . kg/mm <sup>2</sup>	130	—
bei 800° . . . . kg/mm <sup>2</sup>	110	—
Biegefestigkeit . . kg/mm <sup>2</sup>	165 <sup>1)</sup>	125 <sup>1)</sup>
Elastizitätsbeiwert kg/mm <sup>2</sup>	62 000	54 000
Biegewechselfestigkeit <sup>2)</sup>		
kg/mm <sup>2</sup>	± 46	± 38
Wärmeausdehnung (Mittel zwischen 20 und 800°)		
10 <sup>-6</sup> m/m °C	5	6
Wärmeleitfähigkeit kcal/m h °C	68,3	32,4
Spezifische Wärme kcal/kg °C	0,05	0,06
Elektrischer Widerstand Ω · mm <sup>2</sup> /m . . . . .	0,21	0,43
Entfestigungstemperatur °C	> 1000	> 1000

1) Bis zum Bruch keine bleibende Verformung.

2) Für 2 · 10<sup>6</sup> Lastspiele.

63) Z. Metallkde. 18 (1926) S. 387/99.

64) Angaben über die chemische Beständigkeit von Molybdän und Wolfram vgl. auch Malowan, S. L.: Z. Metallkde. 23 (1931) S. 69/70.

65) Kieffer, R.: Z. techn. Phys. 21 (1940) S. 35/40. Autom.-techn. Z. 5 (1940) S. 109/12.

66) Fehse, A., und K. Schröter: Techn.-wiss. Abh. Osram, Bd. 2. Berlin 1931. S. 207/10. Becker, K.: Hochschmelzende Hartstoffe. Berlin 1937. Meyer, O., und W. Eilender: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 550 (Werkstoffaussch. 419). Ammann, E.: Z. techn. Phys. 21 (1940) S. 332/35; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 890. Dawihl, W.: Z. techn. Phys. 21 (1940) S. 336/45; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 890. Ballhausen, C.: Masch.-Bau Betrieb 19 (1940) S. 373/74.

67) Dawihl, W.: Forsch. u. Fortschr. 17 (1941) S. 17/22.

59) Grube, G.: Angew. Chem. 51 (1938) S. 388.

60) Smithells, C. I.: Tungsten. London 1936. Wolfram und Molybdän dürfen während der Bearbeitung nicht bis zur Rekristallisation erhitzt werden (Unterschied gegen andere Metalle).

61) Lax, E., und M. Pirani: Wolfram. In: Gehlhoff, G.: Lehrbuch der technischen Physik, Bd. 3. Leipzig 1929. S. 317/41.

62) Metall u. Erz 12 (1915) S. 358/64.

und Warmfestigkeit sowie der sehr hohe Elastizitätsbeiwert und die Korrosionsfestigkeit<sup>68)</sup> mancher Hartmetallegerungen sind besonders hervorzuheben. Diese eigenartigen mechanischen und chemischen Eigenschaften, verbunden mit außerordentlich großer Verschleißfestigkeit, dürften den Hartmetallegerungen noch sehr weite Anwendungsgebiete eröffnen.

Die von der I.-G. Farbenindustrie ausgearbeiteten Verfahren zur Herstellung von Eisen<sup>44)</sup> und Nickelpulver<sup>69)</sup> durch Zersetzung der Metallkarbonyle führen, da das Eisenpulver schon bei etwa 200° entsteht, zu Pulvern mit außerordentlich großer Fähigkeit zur „Kornumformung“ und daher besonders gutem Sinterungsvermögen. Infolgedessen lassen sich aus Karbonyleisenpulver durch bloßes Einrütteln in Formen und Sintern — also ohne Pressen — Blöcke bis zu 2 t Gewicht herstellen. Die Eigenschaften des reinen Sintereisens und auch der durch Kohlenstoffzugabe unter bestimmten Vorsichtsmaßregeln<sup>70)</sup> hergestellten Stähle unterscheiden sich in ihren Eigenschaften kaum von denen entsprechender geschmolzener Eisenarten. Die außerordentlich gute Tiefziehfähigkeit, die auf der großen Reinheit des Karbonyleisens beruht, gestattet in manchen Fällen den Ersatz des Kupfers durch dieses Eisen. Die Koerzitivkraft des gesinterten Karbonyleisenpulvers läßt sich auf Werte unter 0,1 Oersted senken.

Erschmolzene Eisen-Nickel-Aluminium-Magnetlegierungen sind grobkristallin und nicht mit Sicherheit frei von Lunkern. Durch Sintern<sup>71)</sup> kann ein feinkörniges Gefüge und dementsprechend günstige mechanische Eigenschaften erhalten werden, wobei auch die Formgebung der meist kleinen Magnete wirtschaftlich vorteilhafter ist.

Lager ohne fortlaufende Schmierung werden aus porös gesinterten Metallen oder Metallegierungen, deren Poren mit Oel ausgefüllt werden, hergestellt<sup>72)</sup>. Die porigen Lagerkörper aus Bronze<sup>73)</sup> enthalten etwa 90 % Cu und 10 % Sn; sie werden bei Temperaturen bis 800° gesintert, wobei sie noch einen Porenraum bis zu 40 % besitzen. Die Wirkungsweise der ölhaltigen Lager beruht darauf, daß bei zunehmender Beanspruchung und dadurch hervorgerufener Temperaturerhöhung Oel aus dem porigen Körper an die Lagerstelle tritt und die Schmierung verbessert. Bei Stillstand und Abkühlung wird das Oel von den Poren wieder aufgesaugt. Lager aus Sintereisen kommen den Rotgußlagern nahe; sie sind an Stelle einfacher fettgeschmierter Lager auch bei höheren Flächenpressungen z. B. an Krananlagen gut brauchbar<sup>72)</sup>. Allgemein eignen sich poröse Lager<sup>73)</sup> besonders für kleine Gleitgeschwindigkeiten, bei denen sich bei massiven Lagern Mischreibung einstellt. Mit zunehmender Porigkeit steigt der Vorrat an Oel und damit auch die Möglichkeit, die porigen Lager auch für höhere Drehzahlen anzuwenden. Bild 13 zeigt, daß bestimmte Wolframlegierungen bei wesentlich höherer Porigkeit erheblich höheren Widerstand gegen Druckbeanspruchung haben.

<sup>68)</sup> Dawahl, W.: Chem. Fabrik 13 (1940) S. 133/35.

<sup>69)</sup> Hamprecht, G., und L. Schlecht: Metallwirtsch. 12 (1933) S. 281/84; Stäblein, F.: Z. techn. Phys. 13 (1932) S. 532/34; Schlecht, L., und G. Trageser: Metallwirtsch. 19 (1940) S. 66/68.

<sup>70)</sup> Duftschmid, F., und E. Houdremont: Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1613/16; Offermann, E. K., Buchholtz, H., und E. H. Schulz: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1132/38.

<sup>71)</sup> Kieffer, R.: Metall u. Erz 37 (1940) Nr. 4, S. 67/70; Nr. 5, S. 88/92.

<sup>72)</sup> Neuse, O.: Techn. Mitt., Essen, 34 (1941) S. 17/25; vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 459/60; Koehler, M.: Demag-Nachr. 14 (1940) S. B 29/35; Steel 107 (1940) Nr. 6, S. 46/47 u. 78.

<sup>73)</sup> Hoyt, S. L.: Metal Progr. 33 (1938) Nr. 1, S. 157/62. Hummel, O.: Metallwirtsch. 19 (1940) S. 979/83; 20 (1941) S. 559/64 (Beurteilung von Lagern).

Derartige Legierungen dürften daher für die Weiterentwicklung poriger Lager und Lagerzapfen auch für Druckschmierung neue Aussichten bieten.

Die Herstellung von Filtern aus porös gesinterten Metallen bietet gegenüber den bisher üblichen Bauarten mit Filtertüchern, keramischen oder anderen anorganischen oder organischen Werkstoffen<sup>74)</sup> infolge der wesentlich höheren Belastbarkeit grundsätzlich neue Gestaltungsmöglichkeiten. Die Beständigkeit der meisten Metalle gegen starke und heiße Alkalilauge, gegen die keramische und die meisten organischen Werkstoffe nicht widerstandsfähig sind, gestatten einen Einsatz der Sintermetalle an einer Stelle, für die bisher kaum ein Filterstoff bekannt war<sup>75)</sup>.

Durch Zusatz schäumender Stoffe wie Saponin<sup>76)</sup> oder gasentwickelnder Stoffe lassen sich auch Metallkörper mit außerordentlich großer innerer freier Oberfläche und großem elektrischen Widerstand herstellen. Mit Hilfe derartiger oberflächenreicher Metallkörper können große Räume rasch mit verhältnismäßig geringer Ueberhitzung erwärmt werden.

Die bisher vorliegenden Untersuchungsergebnisse an gesinterten Oxyd-Metall-Werkstoffen haben z. B. für Gemische aus verschiedenem Aluminiumoxyd und Eisen ergeben, daß sich die Warmfestigkeit des Eisens durch Oxydzusätze erheblich steigern läßt. Gegenüber rein keramischen Werkstoffen haben Oxyd-Metall-Gemische den Vorteil höherer Wärmeleitfähigkeit und damit wesentlich besserer Temperaturwechselbeständigkeit. Auf diesem Gebiete liegen noch erhebliche Entwicklungsmöglichkeiten.

Die Verfahren der Pulvermetallurgie gestatten weiterhin die Verarbeitung einer großen Zahl von Stoffen, wie der Nitride, Boride und Silizide für sich allein oder im Gemisch mit anderen Stoffen, deren Erforschung im Hinblick auf Eigenschaften und Anwendungsmöglichkeiten sich erst im Anfangszustand befindet.

Für die wissenschaftliche Forschung bietet die Pulvermetallurgie die Möglichkeit, das einzelne Korn in seiner Oberflächenbeschaffenheit, seiner Zusammensetzung, seiner Größe und Form in anderer Weise zu beeinflussen, als es bei den Verfahren der Schmelzmetallurgie möglich ist. Es erscheint daher denkbar, daß unter Ausnutzung der durch die Sinterung eröffneten neuen Wege die Erforschung der Rekrystallisation und der Eigenschaften der Korngrenzen gefördert werden kann. Untersuchungen über die Korngrenzsubstanz und die damit zusammenhängende Korngrenzenfestigkeit sowie über die Festigkeit der Körner an sich im Vergleich zur Gesamtfestigkeit eines vielkristallinen Werkstoffes besitzen für die Weiterentwicklung der Metallurgie eine sehr erhebliche Bedeutung. Es ist bekannt, daß die Festigkeit der Werkstoffe sich von der möglichen theoretischen Festigkeit zum Teil noch sehr

<sup>74)</sup> Lehmann, H.: Keram. Rdsch. 48 (1940) S. 279.  
<sup>75)</sup> Schlecht, L., und G. Trageser: Chem. Fabrik 12 (1939) S. 243/44.  
<sup>76)</sup> Engl. Pat. 339 645 vom 5. Sept. 1929.

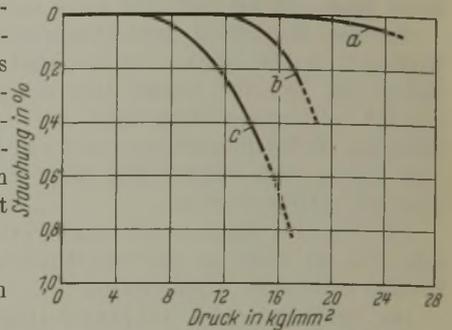


Bild 13. Druck-Stauchungs-Schaubild poriger Lagerwerkstoffe.

a = Wolfram und Wolframlegierungen (38,0 % Poren)  
b = Bronze (10,8 % Poren)  
c = Bronze + 2 % Graphit (15,6 % Poren).

erheblich entfernt<sup>77)</sup>. Vielleicht gelingt es, durch Beeinflussung der Eigenschaften der Metallpulver die mechanische Festigkeit der theoretisch erreichbaren weiter zu nähern. Im Verein mit der Möglichkeit, bei gesinterten Metallen durch Einarbeitung einer gewissen Porosität das spezifische Gewicht zu senken, eröffnen sich Aussichten auf die Schaffung leichterer Metalle mit guten Festigkeiten. Im Hinblick auf den Flugzeugbau erscheint dieses Problem von überragender Wichtigkeit.

Für die Fortentwicklung der Pulvermetallurgie ist neben der Schaffung billiger Verfahren zur Metallpulvergewinnung wissenschaftliche Grundlagenforschung notwendig, auf der der Hersteller zur Erzielung eines gesinterten Erzeugnisses mit bestimmten Eigenschaften aufbauen kann. Ferner müssen durch mechanisch-technologische, physikalische und chemische Prüfungen der Fertigerzeugnisse in weitem Umfang dem Verbraucher die Unterlagen gegeben werden, um prüfen zu können, in welchen Fällen ein auf dem Sinterwege hergestelltes metallisches Erzeugnis wirtschaftliche oder technische Vorteile mit sich bringt.

#### Zusammenfassung.

Die bisher vorliegenden Untersuchungsergebnisse über den Einfluß der Zeit und Temperatur auf Schwindung,

<sup>77)</sup> Handbuch der Metallphysik. Bd. I, Teil 2. Leipzig 1940. S. 269.

Porigkeit, Festigkeit, Härte und elektrisches Verhalten gesintertter Metallkörper lassen erkennen, daß außer der Korngröße auch dem Kornumformungsvermögen der Metallpulver erhebliche Bedeutung zukommt. Durch die Einführung des Begriffes der Kornumformung wird der Einfluß der Vorgeschichte und besonders der Herstellungsart der Metallpulver auf den Sinterungsvorgang und die Eigenschaften des gesinterten Körpers verständlich.

Bei der Sinterung von Gemischen von Metallpulvern bildet sich im allgemeinen, wenn die Sintertemperatur den Beginn des Aufschmelzens überschritten hat, ein Gerüst aus dem höher schmelzenden Metallpulver aus, in dessen Poren sich die Schmelzphase sammelt. Dieser Gerüstaufbau entspricht grundsätzlich dem Aufbau eines Sinterkörpers aus einem einheitlichen Metallpulver. Liegt die Sintertemperatur eines Metallpulvergemisches unterhalb der niedrigsten Aufschmelztemperatur (Trockensinterung), so kann sich ein Gerüst aus Körnern der verschiedenartigen Metalle bilden, wodurch grundsätzlich andere Eigenschaften als bei Schmelzsinterung entstehen können.

Außer rein technischen Fortschritten bietet die Pulvermetallurgie die Möglichkeit, die Eigenfestigkeit der Kristallite und die Korngrenzenfestigkeit von neuen Gesichtspunkten aus zu untersuchen mit dem Ziel, der theoretischen Festigkeit näherzukommen.

## Umschau.

### Gütefragen beim Breitbandwalzen.

G. D. Tranter<sup>1)</sup> berichtet über Bedingungen, deren Beachtung für die Herstellung eines erstklassigen Breitbandes unbedingt erforderlich ist. Einleitend weist er darauf hin, daß die durch die Herstellung des Breitbandes in der Oberflächengüte der Bleche erzielten Fortschritte so groß sind, daß heute bei der Oberflächenprüfung Bleche verworfen werden, die noch vor wenigen Jahren, nach dem alten Verfahren hergestellt, als beste Oberflächengüte galten. Diese gesteigerte Oberflächengüte in Verbindung mit der Verbesserung der physikalischen Eigenschaften durch Kaltwalzung und Glühung hat auf der einen Seite die Forderungen der Blechverarbeiter dauernd gesteigert, andererseits aber viele neue Verwendungsmöglichkeiten geschaffen. Und alles das bei verminderten Herstellkosten.

Viel mehr als es bei anderen Walzerzeugnissen der Fall ist, konnten und können aber gerade die durch Breitband erreichten Fortschritte nur erzielt und gehalten werden durch ständige Überwachung und Beachtung selbst der geringsten Einzelheiten. Das trifft nicht nur für die eigentliche Breitbandwalzung an sich zu, sondern auch z. B. für die Herstellung des Stahles im Siemens-Martin-Ofen, für die Behandlung der Blöcke im Tiefofen und für die Auswalzung zu Brammen. Stahlbrammen, die für andere Walzerzeugnisse noch völlig genügen, führen bei Breitband oft zu Ausschuß.

Wenn auch vielleicht das von Tranter Erörterte zum Teil Allgemeingut ist, so sei über seine Erfahrung hier doch kurz berichtet.

Erstes Erfordernis ist allerbeste Stahlgüte. Zu achten ist besonders auf Einhaltung enger Analysengrenzen, auf sorgfältigste Desoxydation, auf Gießen in einem bestimmten, engen Temperaturbereich und auf sauberste Gießpfannen und Kokillen.

Eine in bezug auf die Oberflächengüte wichtigste Stelle nimmt in dem Erzeugungsgang des Bleches der Blocktiefofen ein. Die für jede Stahlgüte vorgeschriebene Ziehtemperatur muß nicht nur genau eingehalten werden, sondern vor allem muß der Block gleichmäßig und gut durchwärmt sein, ohne daß er zu lange im Ofen schmort. Ungleichmäßig oder zu niedrig erwärmte Blöcke neigen zu Oberflächenrissen, zum Aufplatzen von Randblasen und erschweren oder ermöglichen keine einwandfreie Zunderentfernung beim Walzen. Wegen des großen Einflusses muß die Durchwärmung überwacht werden durch Messung der Blocktemperatur nach dem ersten und letzten Stich auf dem Brammenwalzwerk. Hierbei darf der festgestellte Temperaturverlust eine bestimmte Größe nicht überschreiten. Bei nicht genügender Durchwärmung wird die Oberfläche zu

schnell kalt, und die kalte Oberfläche neigt außerdem zu Oberflächenfehlern durch eingewalzten Zunder.

Die gleichen Bedingungen sind bei der Wieder- und Nacherwärmung der Brammen in den Öfen der Breitbandstraße einzuhalten. Außer den oben genannten Einflüssen wirken hier außerdem die Ofendurchsatzzeit und die Ofenatmosphäre noch zusätzlich auf die Blechgüte ein. Die richtige Erwärmung vermeidet nicht nur das Auftreten von Oberflächenrissen, sondern verbessert das Aussehen der Oberfläche durch Walzenschonung, vermeidet nicht nur Störungen durch Wrackstücke, sondern gestattet Einhaltung der Stichabnahmen, der Abmaße, der Fertigtemperatur und dadurch der geforderten physikalischen Eigenschaften. Sie begünstigt vor allem die Oberflächengüte durch Bildung einer leicht entfernbaren Ofenzunderhaut. Nach Ansicht Tranters sollen die Ofentemperaturen in der Aufgabzone des Ofens möglichst neutral gehalten werden, während die Durchweichungszone und der Ziehherd einen Ueberschuß von 3 bis 5 % Sauerstoff aufweisen müssen. In solchen Fällen beträgt die Zunderdicke rd. 1,27 bis 1,52 mm. Nur so werden Zundernarben und Schuppen vermieden, wenn gleichzeitig für ein richtiges Entzundern durch Preßwasser gesorgt wird. Entzunderungsstelle und Rollgangsgeschwindigkeit zwischen den Gerüsten der Vorstraße müssen dabei so gewählt sein, daß sich die Innen- und Außentemperatur der Brammen wieder hat ausgleichen können, ehe der nächste Walzstich eintritt. Ist das nicht der Fall, so ist hier die Ursache für das Auftreten von Schuppen zu suchen.

Auf die Bedeutung von glatten Führungen, Rollgängen, Platten, Streifenhebern, Walzenoberfläche und Walzenform, richtige Kalibrierung sei hier nur hingewiesen, wobei aber ausdrücklich die genaue Ausrichtung der Walzbahn, des Walzweges durch die ganze Straße erwähnt sei, da hiervon Wellen- und Säbelfreiheit des Bandes abhängen. Fehler, die vor allem beim Kaltwalzen des Bandes zu unliebsamen Störungen und Ausschuß führen.

Die verlangten metallurgischen Eigenschaften des weichen Breitbandes werden bekanntlich erreicht durch Einhaltung der richtigen Endwalztemperatur und durch sofortiges Kühlen des austretenden Bandes auf dem Wasserrollgang auf eine Temperatur, die nach dem Aufwickeln durch Ausglühen ein Kornwachstum verhindert. Es muß hier besonders erwähnt werden, daß bei vielen Breitbandstraßen diese Kühlung nicht genügt, um die Bildung eines in der kontinuierlichen Beize leicht entfernbaren Zunders zu ermöglichen.

Die Einhaltung all dieser Bedingungen muß durch Prüfer überwacht werden; erstklassige und gleichmäßige Güte ist nur durch enge Zusammenarbeit zwischen Prüf- und Betriebsmannschaft zu erzielen.

Hans Cramer.

<sup>1)</sup> Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 7, S. 33/45.

### Umlaufende Scheren für Röhrenstreifen.

Bei den kontinuierlichen Walzwerken für Röhrenstreifen wird das Walzgut fast unmittelbar, nachdem es das Fertigerüst verlassen hat, in seiner Walzgeschwindigkeit von einer umlaufenden Schere auf Handelslängen geschnitten. Das erste Stück des Streifens, das eigentlich nur ein Schopfstück sein sollte,

dem Walzgut unmittelbar hinter der Fertigwalze abzuschneiden und den Streifen dann in die verlangten Handelslängen zu unterteilen vermag, müssen für die offenen und halbkontinuierlichen Straßen andere Verfahren beim Unterteilen gewählt werden. Dabei ist zu beachten, daß die Leistungsfähigkeit der Straße nicht beeinträchtigt werden darf.

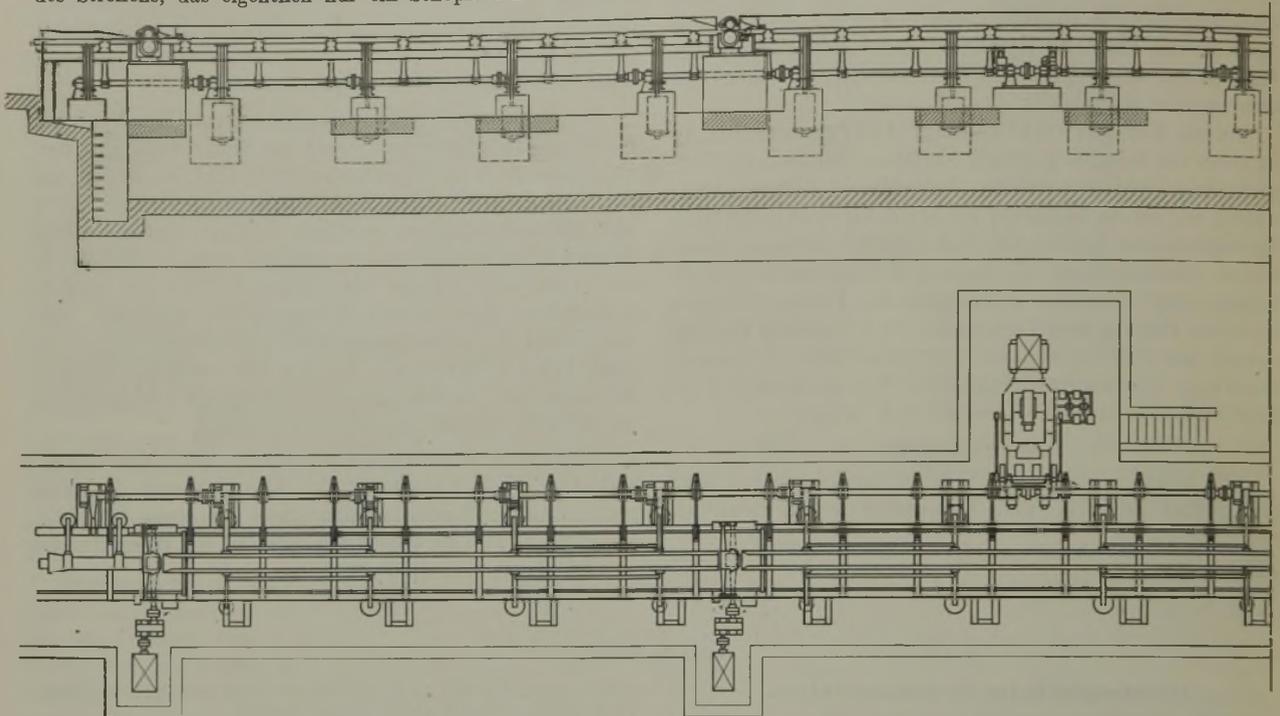


Bild 1. Streifenbett mit Verschneidanlage und Stapelvorrichtung in Auf- und Grundriß.

erhält eine unbestimmbare Länge innerhalb der Handelslänge. Das letzte abfallende Stück ist ebenfalls ein Schrottende von unbestimmter Länge. Es ist leicht einzusehen, daß der Walzstreifen besser ausgewertet wird, wenn am Anfang nur so weit, als notwendig ist, geschöpft werden kann.

Eine derartige bessere Ausnutzung fällt bei rein kontinuierlichen Straßen, die mit hohen Einsatzgewichten arbeiten können, verhältnismäßig nicht so sehr ins Gewicht. Bei offenen oder halbkontinuierlichen Straßen aber, die mit kleinen Gewichten arbeiten müssen, kann der Verlust recht erheblich, ja unerträglich sein, wenn man die Streifen in der gleichen Weise unterteilen wollte. Solange es noch keine im Betriebe bewährte Schere gibt, mit der man ein Vorderstück von bestimmter Länge bei laufen-

Die nachstehend beschriebene Anlage (Bild 1) für Röhrenstreifen von 72 bis 240 mm Breite besteht aus einem Bett, dessen mittlere Auslaufrinne die aus der Walze kommenden Streifen in ihrer ganzen Walzlänge mit Hilfe dreier elektrisch angetriebener Streifenzieher aufnimmt. Von dieser Auslaufrinne aus werden die Streifen abwechselnd seitlich nach rechts und links verschoben, und zwar so, daß sie mit ihren Vorderenden in eine bestimmte Lage unter je einem Streifenzieher liegen.

Bild 2 stellt einen Querschnitt durch das Streifenbett dar, und zwar die Mittelrinne in Aufnahmestellung. Die Seitenwände werden durch hochstehende Platinen gebildet, die an Schwenkhebeln befestigt sind. Wände, Hebel und Gestänge haben vollständigen Gewichtsausgleich.

Bild 3 gibt den gleichen Querschnitt wieder mit dem Antrieb zum Heben und Senken der Seitenwände, diese in Hochstellung und die Abschiebevorrichtung in Arbeitsstellung.

Hinter jedem der beiden Streifenzieher steht eine umlaufende Schere im Abstand von 63,5 m von dem Fertigerüst mit zwei ungleichen waagrecht übereinanderliegenden Messertrommeln, die dauernd umlaufen und von einem gemeinsamen Motor über Getriebe angetrieben sind. Die untere Messertrommel hat einen Durchmesser von 800 mm an der Messerschnittstelle, die obere von 600 mm, so daß die Messer jeweils nach drei Umdrehungen der unteren oder vier Umdrehungen der oberen Messertrommel zusammentreffen, was bei gleicher Geschwindigkeit einer Durchgangslänge von 7,5 m entspricht. Die Antriebe von Schere und Streifenzieher sind miteinander gekuppelt, ferner ist der Streifenzieher in seiner Geschwindigkeit zur Schere so weit nach unten regelbar, daß Streifen in jeder beliebigen Länge von 7,5 bis 4,8 m geschnitten werden können, wobei die Abweichungen  $\pm 10$  mm nicht überschreiten.

Damit die Messer bei der niedrigeren Durchgangsgeschwindigkeit des Streifens gegenüber der umlaufenden Messergeschwindigkeit bei allen Längen unter 7,5 m keiner ungünstigen oder unzulässigen Zugwirkung ausgesetzt werden, sind die Messerkörper derart nachgiebig gelagert, daß sie sich bei einer von der Vorschubgeschwindigkeit des Walzgutes abweichenden

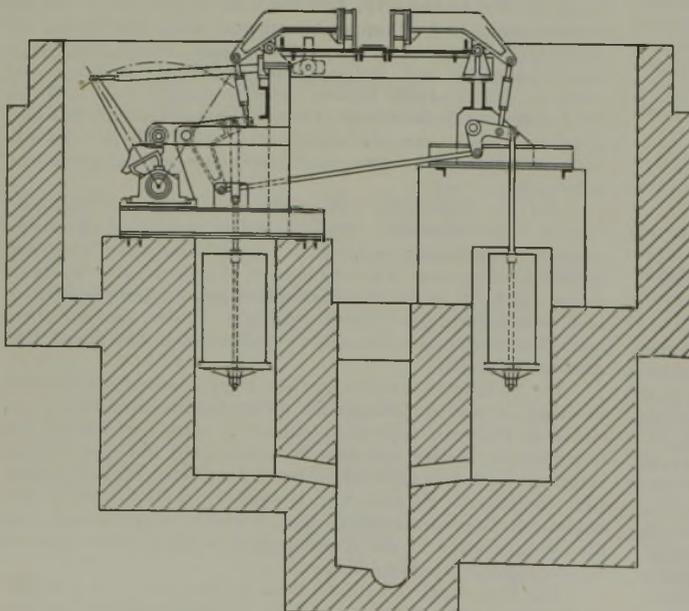
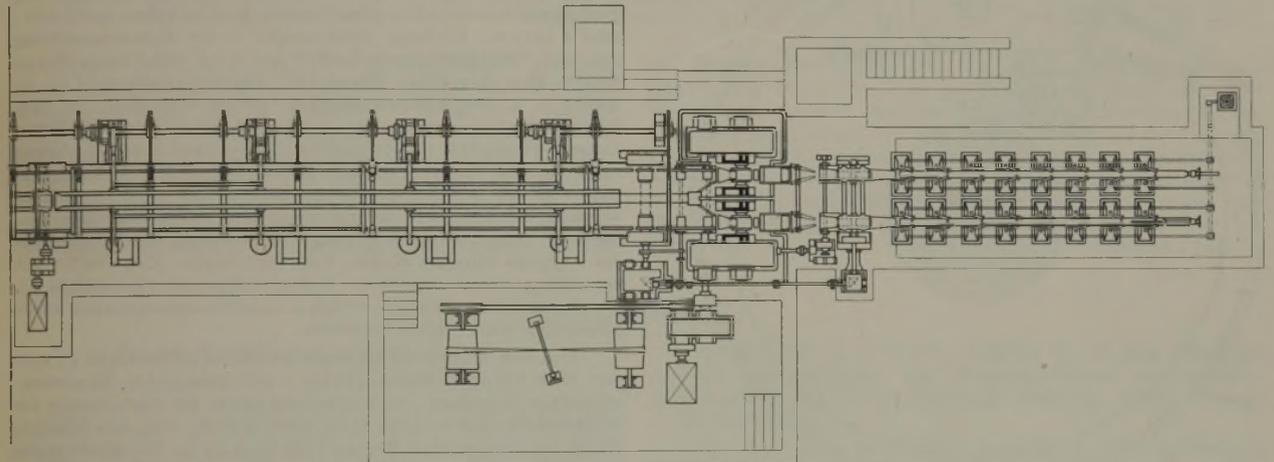
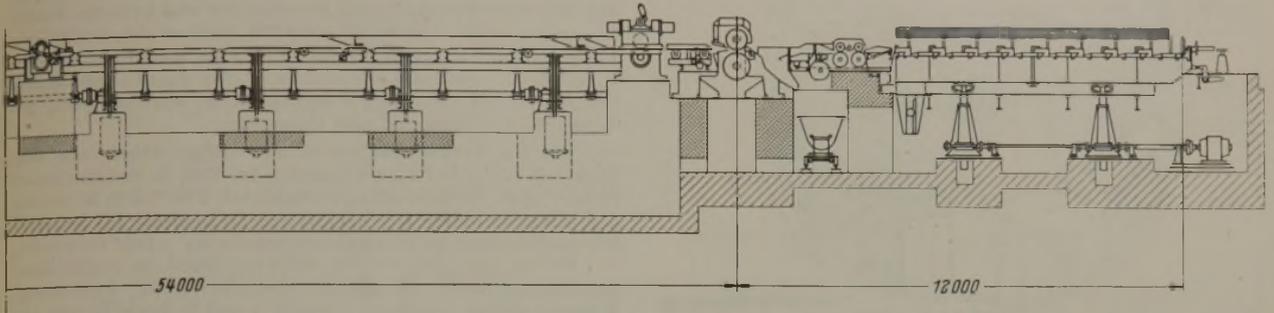


Bild 2. Querschnitt durch das Streifenbett bei geschlossenen Seitenwänden.

Umfangsgeschwindigkeit der Drehkörper der Walzgeschwindigkeit anzupassen vermögen. Bild 4 zeigt die beiden Messertrommeln, die sich in entgegengesetzter Richtung drehen. In diesen sind die Messerträger mit den Messern drehbar um die Punkte a und b gelagert. Die Messer haben Vorsprünge, die bei

Stapelvorrichtung zugeführt (Bild 1). Der Stapeltisch dieser Vorrichtung ist heb- und senkbar, so daß ein Pratzekran den Röhrenstreifenstapel in gehobener Stellung fassen kann, während die Vorrichtung sofort wieder die nächsten ankommenden Streifen aufnimmt.



ihrem gegenseitigen Zusammenkommen zahnradartig ineinander greifen. Hierdurch erreicht man eine gute Führung der Messer gegeneinander. Jeder der beiden Messerträger liegt einerseits an einem mit einer Druckfeder hinterlegten Bolzen und andererseits an einem Gummipuffer. Der Zug in dem Streifen und den Messern während des Schnittes wird als Druck von den Federn aufgenommen, während der Rückschlag in die Gummipuffer geht. Durch diese Bauart werden die Messer geschont, und es

Die Anlage wurde für ein großes ausländisches Hüttenwerk geliefert.

Bild 5 zeigt eine an ein westdeutsches Hüttenwerk gelieferte umlaufende Streifenschere, auf der Röhrenstreifen von 54 bis 196 mm Breite in Längen von 4 bis 12 m geschnitten werden. In ähnlicher Weise, wie vorher beschrieben, werden die Streifen zu- und abgeführt; jedoch bedingte die große Verschiedenheit in den Fertiglängen eine andere Ausführung der

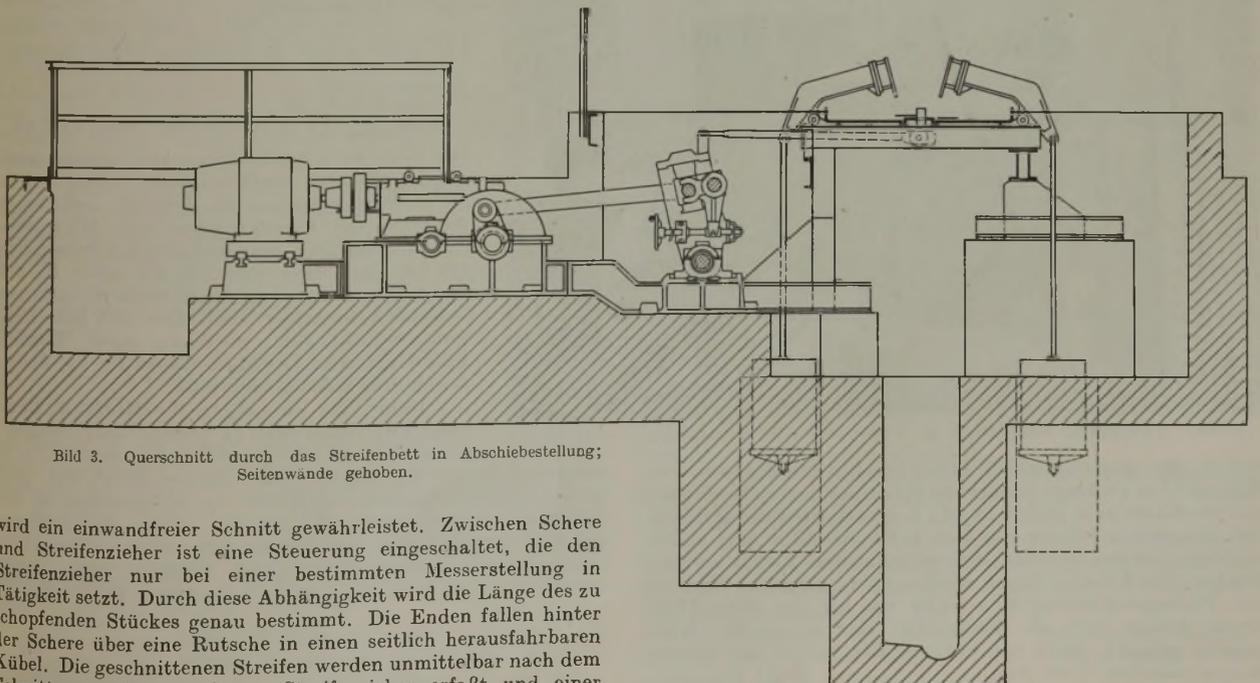


Bild 3. Querschnitt durch das Streifenbett in Abschiebestellung; Seitenwände gehoben.

wird ein einwandfreier Schnitt gewährleistet. Zwischen Schere und Streifenzieher ist eine Steuerung eingeschaltet, die den Streifenzieher nur bei einer bestimmten Messerstellung in Tätigkeit setzt. Durch diese Abhängigkeit wird die Länge des zu schopfenden Stückes genau bestimmt. Die Enden fallen hinter der Schere über eine Rutsche in einen seitlich herausfahrbaren Kübel. Die geschnittenen Streifen werden unmittelbar nach dem Schnitt von einem weiteren Streifenzieher erfaßt und einer

**Neuerungen bei den niedriglegierten hochfesten Baustählen in Amerika.**

E. F. Cone<sup>1)</sup> gibt einen Ueberblick über den derzeitigen Stand der chemischen Zusammensetzung, der Eigenschaften und der Anwendung von niedriglegierten hochfesten Baustählen in den Vereinigten Staaten von Nordamerika und hebt die Aenderungen gegenüber dem Stand von 1938, mit dem sich ein früherer Bericht<sup>2)</sup> von ihm befaßt, hervor. Ueber die bemerkenswertesten Neuerungen, soweit sie nicht schon in dem zusammenfassenden Bericht von W. Bischof<sup>3)</sup> berücksichtigt wurden, geben die folgenden Ausführungen eine Uebersicht.

Bei den Nickelstählen ist eine völlige Abkehr von dem Stahl mit 3,5 % Ni für hochbeanspruchte Teile in Brücken bisher nicht erfolgt. Kohlenstoffarme Stähle mit 2 bis 3,5 % Ni werden u. a. für geschweißte Druckkessel und Zubehörteile für Betriebsbeanspruchungen bei tiefen Temperaturen bis -165° verwendet.

Bei den chromhaltigen Stählen findet der Chrom-Mangan-Silizium-Stahl „Cromasil“ weiterhin große Anwendung. Während jedoch bisher zwei Sorten A und B dieses Stahles angegeben wurden, wird neuerdings nur noch eine der früheren chromärmeren Sorte B ähnelnde Abart mit vermindertem Kohlenstoffgehalt hergestellt. Die chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften dieses neuen Stahles gehen aus *Zahlentafel 1* hervor. Kleinere Aenderungen in der Zusammensetzung und den Festigkeitseigenschaften hat auch der Chrom-Nickel-Kupfer-Phosphor-Stahl „Mayari R“ erfahren (*Zahlentafel 1*). So wurde u. a. der Kohlenstoffgehalt gering erniedrigt. In vierjährigen Naturrostversuchen wurde festgestellt, daß die Witterungsbeständigkeit dieses Stahles die von weichem unlegiertem Stahl um das Vier- bis Sechsfache übertrifft. Das Anwendungsgebiet dieses gut schweißbaren Stahles ist sehr ausgedehnt worden; beispielsweise sei auf Bagger in vollgeschweißter Ausführung hingewiesen. Vielseitige Verwendung findet ebenfalls der Chrom-Silizium-Kupfer-Phosphor-Stahl „Cor-Ten“ mit neuerdings etwas erhöhtem Kohlenstoffgehalt (*Zahlentafel 1*). Der Bereich des zulässigen Silizium- und Phosphorgehaltes wurde wesentlich nach unten erweitert.

Von den kupferreicheren Stählen (*Zahlentafel 1*) wird der Nickel-Kupfer-Stahl „Yoloy“ mit geänderter Zusammensetzung erschmolzen. So beträgt vor allem die obere Grenze des Kohlenstoffgehaltes jetzt 0,35 statt 0,25 % und der Siliziumgehalt von Spuren bis 0,20 statt 0,10 bis 0,25 %. Die Aenderungen in der Zusammensetzung bedingten eine beträchtliche Erweiterung des Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsbereiches nach oben. Der Stahl zeichnet sich u. a. durch hohe Kerbschlagzähigkeit bei üblichen und tiefen Temperaturen aus. Einige Aenderungen in den Festigkeitswerten bei praktisch unveränderter chemischer Zusammensetzung werden von dem Kupfer-Nickel-Phosphor-Stahl „Hi-Steel“ berichtet. Bemerkenswert ist die gute Kerbschlagzähigkeit dieses Stahles bei niedrigeren Temperaturen:

Temperatur in °C:	+27	0	-9	-18	-23	-32	-46
Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup>	15,3	11,9	10,9	10,0	10,2	9,3	8,4

Der Stahl ist gut schweißbar und erleidet durch die Schweißhitze praktisch keine Aufhärtung in der Uebergangszone. Die höchste auftretende Härte in der Uebergangszone soll 183 Brinell-einheiten betragen (durchschnittliche Brinellhärte 160 bei einer Blechdicke von 6,5 mm). Da der Stahl sich trotz der geringen Härte durch hohen Verschleißwiderstand auszeichnet und hohe Korrosionsbeständigkeit besonders gegen Kohlenwasser hat, wird er viel zu Wagen für die Beförderung von Kohlen verwendet.

Unter den sonstigen hochfesten Baustählen (*Zahlentafel 1*) scheint dem Mangan-Vanadin-Stahl mit rd. 1,3 % Mn und 0,1 % V steigende Bedeutung zuzukommen. Dieser Stahl hat sich besonders für Schiffsbleche eingeführt. An Aenderungen in der chemischen Zusammensetzung ist vor allem die Senkung des Kohlenstoffgehaltes von 0,18 bis 0,22 auf 0,13 bis 0,18 % bemerkenswert. Wegen seiner guten Zähigkeitseigenschaften bei üblicher und tiefer Temperatur hat sich ein Stahl „N-A-X

<sup>1)</sup> Metals & Alloys 13 (1941) S. 273/83.

<sup>2)</sup> Metals & Alloys 9 (1938) S. 243/54.

<sup>3)</sup> Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 497/502 (Werkstoffaussch. 501).

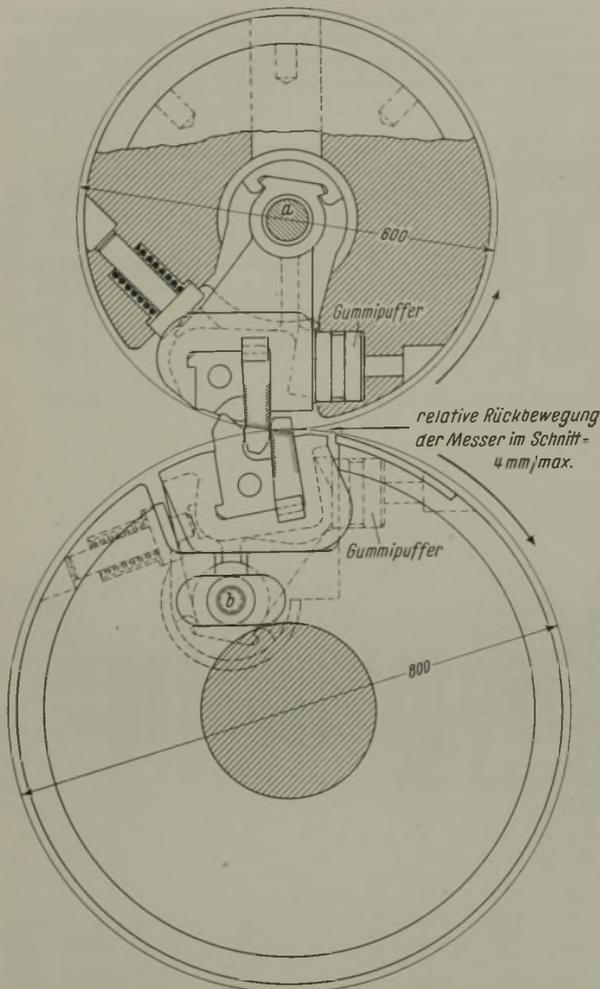


Bild 4. Messertrommeln in Schnittstellung.

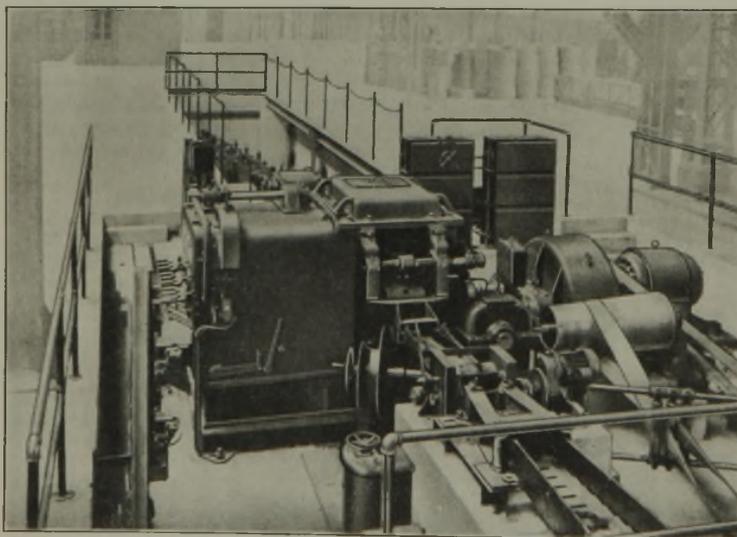


Bild 5. Scherenanlage für Streifen von 4 bis 12 m Länge.

Schere. Die Messertrommeln haben gleichen Durchmesser, jede Trommel 2 m Umfang. Bauart und Steuerung sind so beschaffen, daß die Schere nach jeder 2., 3., 4., 5. oder 6. Umdrehung schneidet, je nachdem Längen von 4, 6, 8, 10 oder 12 m oder andere beliebige Längen zwischen den vorgenannten Maßen verlangt werden. Die Zwischenlängen werden durch stufenlose Regelung der Fördergeschwindigkeit erreicht wie bei der erstbeschriebenen Anlage, und die Messerhalter sind in gleicher Weise federnd gelagert. Auch hier liegt die Genauigkeit der Schnittlängen zwischen ± 10 mm.

Emil Kästel.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften verschiedener amerikanischer niedriglegierter hochfester Baustähle.

Stahl Nr.	Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	Cr %	Cu %	Ni %	Sonstiges %	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung (L = 51 mm) %	Einschnürung %	Kerbschlagzähigkeit <sup>6)</sup> mkg/cm <sup>2</sup>	Wechsel- festigkeit kg/mm <sup>2</sup>
1	Cromansil	≈ 0,14	0,60 bis 0,90	1,10 bis 1,40	≈ 0,055	0,40 bis 0,60				≈ 35,2	≈ 56,3	18,0 <sup>4)</sup>			
2	Mayari B	≈ 0,12	0,05 bis 0,50	0,50 bis 1,00	0,08 bis 0,12	0,20 bis 1,00	0,50 bis 0,70	0,25 bis 0,75		≈ 35,2	≈ 49,2	22,0		13,0 <sup>7)</sup>	35,2
3	Cor-Ten	≈ 0,12	0,25 bis 1,0	0,10 bis 0,50	0,07 bis 0,20	0,50 bis 1,50	0,30 bis 0,50	≈ 0,50		≈ 35,2	≈ 49,2	≈ 22,0		11,1	33,8 <sup>10)</sup>
4	Yoloy	0,05 bis 0,35	0,003 bis 0,20	0,30 bis 1,00	≈ 0,04		0,85 bis 1,10	1,50 bis 2,00		37,3 bis 59,8	47,8 bis 73,8	5)		22,5 <sup>7)</sup> <sup>8)</sup>	
5	Hi-Steel	≈ 0,12	≈ 0,30	0,50 bis 0,70	0,10 bis 0,15		0,90 bis 1,25	0,45 bis 0,65		≈ 38,7 43,6 <sup>1)</sup>	≈ 49,2 52,0 <sup>1)</sup>	≈ 20,0 <sup>4)</sup> 24,0 <sup>1)</sup> <sup>4)</sup>	≈ 55 60 <sup>1)</sup>	15,3	34,5
6	Mn-V	0,13 bis 0,18	0,15 bis 0,30	1,20 bis 1,45					0,08 bis 0,12 V	38,7 <sup>2)</sup> 35,2 <sup>3)</sup>	56,3 bis 66,8 <sup>2)</sup> 56,3 <sup>3)</sup>	18,0 <sup>2)</sup> <sup>4)</sup> 25,0 <sup>3)</sup>	50 <sup>2)</sup> 50 <sup>3)</sup>		
7	N-A-X High Tensile	0,10 bis 0,18	0,65 bis 0,90	0,60 bis 0,75	≈ 0,04	0,50 bis 0,65	≈ 0,25	0,10 bis 0,25	0,10 bis 0,15 Zr	35,2 bis 45,7	49,2 bis 59,8	32 bis 50	60 bis 74	16,3	
8	Otiscoloy	≈ 0,12	≈ 0,10	1,00 bis 1,35	0,10 bis 0,14	≈ 0,10	≈ 0,50	≈ 0,10		35,2 bis 49,2	49,2 bis 59,8	30 bis 44	≈ 55	≈ 9,7 <sup>9)</sup>	≈ 33,8

<sup>1)</sup> Durchschnittswert für 6,4 mm Blechdicke. — <sup>2)</sup> Für Blechdicken bis 38 mm. — <sup>3)</sup> Für Blechdicken über 38 mm. — <sup>4)</sup> L = 203 mm. — <sup>5)</sup> Bruchdehnung bei L = 203 mm: 1265/Zugfestigkeit in kg/mm<sup>2</sup>. — <sup>6)</sup> Probe von 55 × 10 × 10 mm<sup>2</sup> mit 5 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dmr. — <sup>7)</sup> Izod-Probe von 56 × 10 × 10 mm<sup>2</sup> mit 2 mm tiefem Spitzkerb von 45° bei r = 0,25. — <sup>8)</sup> Für Stahl mit 0,10 % C, bei -66° 12,1 mkg/cm<sup>2</sup>. — <sup>9)</sup> Für -46° 4,1 mkg/cm<sup>2</sup>. — <sup>10)</sup> Normalgeglüht.

High Tensile“ mit 0,10 bis 0,15 % Zr für Tiefziehteile bewährt, der aus dem früheren Stahl „Ductiloy“ mit 0,15 bis 0,25 % Zr hervorgegangen ist. Als neu eingeführter Stahl, der ebenfalls zu Tiefziehen wegen der guten Zähigkeitseigenschaften bei gleichzeitig hoher Festigkeit verwendet wird, ist der Mangan-Phosphor-Stahl „Otiscology“ zu nennen. Eine Versprödung dieses Stahles bei tieferen Temperaturen tritt nicht ein. Die erheblich größere Wechselfestigkeit dieses Stahles gegenüber einem unlegierten Stahl eröffnet neue Anwendungsmöglichkeiten

des Stahles. Wechselversuche an gleichartigen Kraftwagenrahmen aus Stahl Otiscology und unlegiertem Stahl mit 0,20 bis 0,30 % C ergaben, daß der Rahmen aus Stahl Otiscology die doppelte Lastspielzahl bis zum Bruch erträgt als der Rahmen aus dem unlegierten Stahl. Beim Schweißen des Stahles tritt praktisch keine Aufhärtung oder Kerbschlagzähigkeitsänderung in der Uebergangzone ein. Der Korrosionswiderstand des Stahles übersteigt den von unlegiertem Stahl um das Vier- bis Sechsfache.  
Gottfried Finke.

## Patentbericht.

### Deutsche Patentanmeldungen<sup>1)</sup>.

(Patentblatt Nr. 38 vom 18. September 1941.)

Kl. 18 b, Gr. 19, M 144 676. Verfahren zur Herstellung von Konverterböden. Erf.: Dipl.-Ing. Johannes Postinett, Linz a. Rh. Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf, und Dipl.-Ing. Johannes Postinett, Hönningen.

Kl. 18 c, Gr. 8/30, K 154 536. Verfahren zur Herstellung von mehrlagigen Hohlkörpern. Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 18 c, Gr. 8/50, K 153 838. Verfahren zur Herstellung von Schiffsblechen, die lochartigem Korrosionsfraß unter einem Anstrich widerstehen. Erf.: Dr.-Ing. Karl Daeves, Düsseldorf, und Dr.-Ing. Theodor Stassinot, Dinslaken. Anm.: Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 18 c, Gr. 9/50, A 85 681. Förderbandantrieb für Durchlauföfen. Erf.: Walter Kugler, Hennigsdorf (Kr. Osthavelland). Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18 c, Gr. 14, K 153 458; Zus. z. Anm. K 151 703. Verfahren zur Erhöhung der mechanischen Widerstandsfähigkeit von mehrlagigen Voll- oder Hohlkörpern. Erf.: Dipl.-Ing. Friedrich Meyer, Mülheim (Ruhr), und Hans Kallen, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 18 d, Gr. 2/30, R 105 076. Stahllegierung für gegossene Preß- und Schlagenske sowie deren Wärmebehandlung. Erf.: Dr. Heinz v. Eckartsberg, Hannover, und Dr. Hubert Juretzek, Witten. Anm.: Ruhrstahl, A.-G., Witten.

Kl. 31 c, Gr. 25/04, A 91 324. Verfahren zum Herstellen von gußeisernen Lagerschalen. Dr.-Ing. E. h. Robert Ardel, Eberswalde.

Kl. 31 c, Gr. 27/02, K 156 294. Ausgußstein für Gießpfannen mit Leitflächen zum Richten des Gießstromes. Rudolf Kunz, Düsseldorf-Heerdt.

Kl. 40 b, Gr. 14, I 60 286. Verwendung von Legierungen aus Nickel, Kobalt, Eisen und Chrom für Gegenstände hoher Härte und Festigkeit. Erf.: Dipl.-Ing. Victor Lwowski, Köln-Mülheim. Anm.: I.-G. Farbenindustrie, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 40 b, Gr. 14, K 153 926. Verwendung von Chrom-Kobalt-Legierungen zur Herstellung kalt verformbarer Gegenstände. Erf.: Dr.-Ing. Ewald Imbusch, Dr. med. dent. h. c. Friedrich Hauptmeyer und Dr. phil. Walter Tofaute, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

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

Kl. 48 b, Gr. 2, D 81 527. Antrieb der in dem Metallbad und in dem Fettkessel von Verzinnmaschinen angeordneten Walzenpaare. Erf.: Franz Stelbrink, Duisburg. Anm.: Demag, A.-G., Duisburg.

Kl. 49 i, Gr. 8, B 182 161. Herstellung von ringförmigen Werkstücken wie Eisenbahnradern, Radreifen, Rohren od. dgl. Erf.: Hermann Poech, Bochum. Anm.: Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation, A.-G., Bochum.

Kl. 80 b, Gr. 22/05, D 78 611. Verfahren zur Herstellung einer Mischung von Zement und Schlackenwolle. Erf.: Dr.-Ing. Johannes Eicke, Gelsenkirchen. Anm.: Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

(Patentblatt Nr. 39 vom 25. September 1941.)

Kl. 7 a, Gr. 22/03, Sch 119 598. Gewichtsausgleich für die Oberwalze und ihre Antriebsspindel von Walzgerüsten. Erf.: Hermann Bottenhorn, Düsseldorf. Anm.: Schloemann A.-G., Düsseldorf.

Kl. 10 a, Gr. 5/15, K 154 239. Kammerofen zur Erzeugung von Gas und Koks. Erf.: Dr.-Ing. E. h. Heinrich Koppers, Essen. Anm.: Heinrich Koppers, G. m. b. H., Essen.

Kl. 18 a, Gr. 4/02, K 153 349. Verfahren zur Zustellung von Schachtöfen, insbesondere von Eisenhochöfen. Erf.: Dr. phil. Fritz Hartmann, Dortmund, und Dr. phil. Fritz Harders, Ende i. W. Anm.: Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 18 a, Gr. 6/05, D 82 487. Zentral-Trichterkübelbegichtung für Hochöfen. Erf.: Dipl.-Ing. Eugen Hinderer, Duisburg. Anm.: Demag, A.-G., Duisburg.

Kl. 18 c, Gr. 11/10, R 102 234. Verfahren und Einrichtung zum wahlweisen Betriebe eines mittels Brennerbeheizung betriebenen Härte- oder Anlaßofens. Erf.: Heinrich Muhr, Hattingen (Ruhr). Anm.: Ruhrstahl, A.-G., Witten (Ruhr).

Kl. 18 c, Gr. 11/40, O 24 243. Herdzustellung für heißgehende Öfen. Erf.: Roland Schreiber, Düsseldorf. Anm.: „Ofag“, Ofenbau-A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18 d, Gr. 2/60, A 91 632. Riffelstahl. Erf.: Dipl.-Ing. Erich Folkhard, Leoben. Anm.: Reichswerke, A.-G., Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Wien.

Kl. 40 a, Gr. 34/70, H 156 251. Verfahren zum Ausschmelzen von Zink aus Hochofengas unter Ausschluß von Flußmitteln. Erf.: Dr. Otto Goeke, Wissen a. d. Sieg. Anm.: Hüttenwerke Siegerland, A.-G., Siegen i. W.

Kl. 40 b, Gr. 3/20, K 152 991. Hartmetallformkörper. Erf.: Dr. Josef Hinnüber, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 40 b, Gr. 14, K 154 829. Verwendung von Nickel-Chrom-Eisen-Legierungen für Auspuffventile und ähnlich beanspruchte Maschinenteile. Erf.: Dr. phil. Gerhard Bandel, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 42 k, Gr. 23/01, L 100 327. Nach dem Eindruckverfahren arbeitende Härteprüfmaschine mit Federbelastung. Erf.: Wilhelm Marx, Düsseldorf-Gerresheim. Anm.: Losenhäuserwerk, Düsseldorf-Maschinenbau-A.-G., Düsseldorf-Grafenberg.

Kl. 48 d, Gr. 2/03, G 101 250. Absaugeinrichtung für Beizbäder od. dgl. Erf.: Dr. Hans Joachim Wernicke, Montabaur (Westerwald). Anm.: Gewerkschaft Keramchemie-Berggarten, Siershahn (Westerwald).

### Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 38 vom 18. September 1941.)

Kl. 18 c, Nr. 1 508 122. Kühlkammer für Industrieöfen. Brown, Boveri & Cie., A.-G., Mannheim-Käfertal.

Kl. 18 c, Nr. 1 508 147. Einrichtung zum Glühen von Rohr-enden. Fritz Hager, Bergisch-Gladbach.

Kl. 21 h, Nr. 1 508 068. Gewölbter Elektroofendeckel. Silika- und Schamotte-Fabriken Martin & Pagenstecher, A.-G., Köln-Mülheim.

(Patentblatt Nr. 39 vom 25. September 1941.)

Kl. 47 a, Nr. 1 508 571. Walzprofil für Federblätter für mehrschichtige Tragfedern. Stahlwerke Brüninghaus, A.-G., Werdohl i. W.

### Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 c, Gr. 10<sub>03</sub>, Nr. 704 605, vom 21. November 1937; ausgegeben am 23. Mai 1941. Ingenieurbüro für Hüttenbau Wilhelm Schwier in Düsseldorf. *Einräumiger Tiefofen zur Wärmebehandlung von beispielsweise Stahlblöcken.*

Der ringförmige Einkammertiefen mit Boden a, Seitenwänden b, Seitenbrennern c, Schlackenlöchern d, hat ein aus einzelnen Deckelwagen e, f bestehendes, drehbares Ofengewölbe g, das mit Rädern h auf Laufschienen i fahrbar und mit Sand- und Flüssigkeitstassen und -leisten k, l gegen den Unterofen abgedichtet ist. Der ebenfalls fahrbare Endwagen m hat das Bodenstück n, die Seitenwände o und Stirnwände p, q, die den Abschluß gegen die Außenluft und die Trennung der heißen Zone oder Einsetzseite bilden. Der Endwagen hat Stirnwandbrenner r, Abgasöffnungen s, motorisches Fahrwerk t und Abgasrohr u, die das Abgas in den Fuchs v und in die Esse führen. Das Wärmgut w wird jeweils und fortschreitend am heißen Ofenende nach Entfernen des Deckels e gezogen und nach Entfernen des Deckels f am kalten Ende eingesetzt, wobei der ganze Deckel in der Flammenrichtung gedreht wird und die Brenner c entsprechend geregelt sowie zu- und abgeschaltet werden; hierzu dienen Anschlaghebel und Steuerkurven des fahrbaren Deckels. Der Sauglüfter x entnimmt aus dem Abgasrohr u warmes Abgas und bläst es durch Rohre y in den Spalt zwischen den Wänden des Endwagens und des Ofens, hierdurch wird verhindert, daß heiße und unausgebrannte Heizgase in das kalte Ofenende und in die Esse abgeführt werden.

Kl. 7 a, Gr. 17<sub>01</sub>, Nr. 704 965, vom 3. Dezember 1937; ausgegeben am 12. April 1941. Mannesmannröhren-Werke in Düsseldorf. (Erfinder: Dr.-Ing. Werner Albert und Dipl.-Ing.

Karl Langen in Witten.) *Vorrichtung zur Erzielung des Werkstückvorschubes von Kaltpilgerwalzwerken.*

Eine ständig wirkende Vorschubkraft wird durch Steuerung einer Gegenkraft geregelt. Dabei sind mindestens zwei Anschläge zur Aufnahme der Vorschubkraft vorgesehen, die abwechselnd in Wirksamkeit treten und während der Zeit ihrer Leerstellung einstellbar sind. Ein Druckwasserzylinder hohen Druckes dient als Erzeuger der ständigen Vorschubkraft und zwei oder mehr gegenüber dem Vorschubzylinder mit entgegengesetzter Druckrichtung versehene Druckwasserzylinder niedrigen Druckes sind als Anschläge zur Aufnahme der Vorschubkraft vorgesehen, von denen der Vorschubzylinder durch seinen Kolben unmittelbar mit dem Vorschubschlitten verbunden ist, während die Kolben der Anschlagzylinder innerhalb des Vorschubschlittens durch vordere und hintere Anschläge begrenzt verschiebbar gelagert sind.

Kl. 31 a, Gr. 2<sub>40</sub>, Nr. 705 000, vom 19. März 1939; ausgegeben am 15. April 1941. Zusatz zum Patent 652 273. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin. (Erfinder: Dipl.-Ing. Reinhold Gross in Hohen-Neuendorf b. Berlin und Dipl.-Ing. Karl Boer in Berlin-Spandau.) *Abstich für Hochfrequenzinduktionsöfen.*

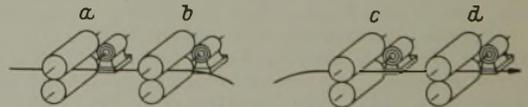
In der Zustellung des Ofens wird ein rohrartiger Hohlkörper als Abstich am Boden oder auch seitlich vom Ofen angeordnet. Der Hohlkörper wird durch Sintern des sinterungsfähigen Zustellungsstoffes unter Anwendung eines hochoverhitzten Kernes in die für den Abstichkanal gewünschte Hohlkörpergestalt gebracht. Der Kanal wird schwach kegelig ausgebildet und mit einem Pfropfen aus keramischem Baustoff verschlossen; zum Reinigen des Kanals wird ein fräserförmiges Werkzeug verwendet.

Kl. 48 d, Gr. 4<sub>01</sub>, Nr. 705 067, vom 1. Januar 1939; ausgegeben am 17. April 1941. Aktiengesellschaft für Rostschutz in Berlin-Hohenschönhausen. (Erfinder: Dr. Adolf Franz in Schöneiche b. Berlin.) *Verfahren zur Nachbehandlung von phosphatisierten Gegenständen aus Eisen oder Zink.*

Die in Phosphatbädern mit Zusätzen an Nitraten oder Nitriten behandelten Gegenstände werden nach Beendigen der Phosphatierung in sauren nitrat- oder auch nitritfreien Schwermetall-Phosphatlösungen von einer erheblich geringeren Konzentration als der der üblichen Phosphatbäder gespült, wobei vorzugsweise das gleiche Schwermetallkation verwendet wird wie in der Phosphatierungslösung. Die Nachbehandlungslösung enthält 1,6 bis 2 g Zn, 6,5 bis 7 g P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> je l Badlösung.

Kl. 7 a, Gr. 5<sub>01</sub>, Nr. 705 172, vom 19. Juni 1935; ausgegeben am 19. April 1931. Siemag, Siegener Maschinenbau-A.-G., in Siegen und Hermann Buch in Dahlbruch über Kreuztal (Kr. Siegen). *Einzelantrieb der Walzensätze von Walzenstraßen mit hintereinanderstehenden Gerüstgruppen von je zwei Walzgerüsten.*

Die Gerüste a, b, c, d usw. bilden je eine Gerüstgruppe. Die Gerüste a und c haben Motoren mit nur geringem Drehzahlunter-

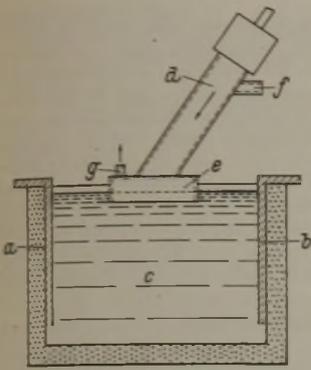


schied zwischen Leerlauf und Vollast, so daß sie der Straße eine gewisse Stetigkeit geben. Die Antriebe der Gerüste b und d dagegen stellen sich jeder Belastungsschwankung entsprechend schnell ein und werden in ihrer Leerlaufdrehzahl um ein geringes höher eingestellt, als dieses die Stetigkeit des Walzens erfordert. Tritt eine Walzader in diese Gerüste, so entsteht zunächst ein Zug, der als Mehrbelastung die Geschwindigkeit richtig stellt.

Kl. 18 c, Gr. 8<sub>50</sub>, Nr. 705 231, vom 12. April 1936; ausgegeben am 21. April 1941. United States Steel Corporation in Neuyork, V. St. A. *Verfahren zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit von austenitischen Chrom-Nickel-Stahllegierungen.*

Um die Beständigkeit dieser Stahllegierungen gegen interkristalline Korrosion bei einer Erhitzung auf Temperaturen von 430 bis 820° sowie auch bei Temperaturen unterhalb von 430° nach einer vorangegangenen Erhitzung auf Temperaturen von 430 bis 820° zu erhöhen, werden die Stähle nach einer Kaltverformung bei einer Temperatur bis zu 820°, aber unterhalb der Temperatur einer vollständig verlaufenden Rekrystallisation so lange geglüht, bis der sich bei dieser Temperatur überhäufig in Lösung befindende Kohlenstoff der Stähle zur Ausscheidung gelangt, und auf dem Wege der Diffusion eine im wesentlichen gleichmäßige Verteilung des Chromgehaltes innerhalb der Stähle erzielt worden ist.

**Kl. 42 i, Gr. 8,0, Nr. 705 244**, vom 13. Oktober 1938; ausgegeben am 21. April 1941. Allgemeine Elektrizitätsgesellschaft in Berlin. (Erfinder: Ferdinand Brieger in Berlin-Köpenick.) *Glühlrohr für optische Temperaturmessung heißer Schmelzen.*

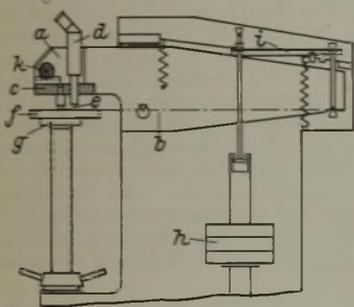


Zum Messen der durch die Elektroden a, b erhitzten Salzschmelze c wird das Glühlrohr d mit seinem unteren offenen und mit einer Erweiterung e versehenen Ende in das Bad derart eingetaucht, daß über dem Bad im Innern der Erweiterung ein Hohlraum entsteht. Um die sich bildenden Dämpfe zu entfernen, wird am oberen Ende des Rohres d durch einen Stutzen f

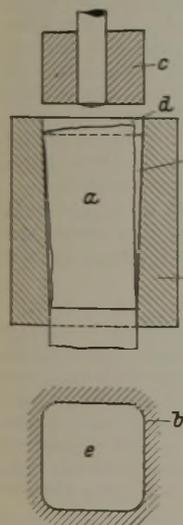
ein Gas- oder Luftstrom eingeführt, der das Glühlrohr von oben nach unten durchfließt, die Erweiterung durchspült und dann durch den Entlüftungsstutzen g austritt.

**Kl. 42 k, Gr. 23,01, Nr. 705 268**, vom 8. März 1938; ausgegeben am 22. April 1941. Georg Reicherter in Eßlingen a. N. *Härteprüfmaschine mit Belastungshebel und an diesem angeordnetem Mikroskop.*

Der in einer Führung des Armes a des Belastungshebels b bewegliche Schlitten c mit dem Mikroskop d wird so eingestellt, daß der am Schlitten in einem Halter angebrachte Eindringkörper e in der Prüfdruckwirkungslinie liegt. Der Prüfling f wird auf den Tisch g gelegt und gegen den Körper e gedrückt. Dabei kommt die Hebeleier in die durch eine Strichmarke gekennzeichnete Ausgangsstellung. Die Belastungsgewichte h werden an den Hebel i angehängt und nach einer gewissen Zeit wieder abgehoben. Hierauf wird der Tisch g mit dem Prüfling f nach unten gefahren und der Schlitten c durch Zahnrad k so eingestellt, daß das Mikroskop d in die Prüfdruckwirkungslinie, also über den Prüfeindruck kommt und dieser ganz gesehen und gemessen werden kann.



den an den Hebel i angehängt und nach einer gewissen Zeit wieder abgehoben. Hierauf wird der Tisch g mit dem Prüfling f nach unten gefahren und der Schlitten c durch Zahnrad k so eingestellt, daß das Mikroskop d in die Prüfdruckwirkungslinie, also über den Prüfeindruck kommt und dieser ganz gesehen und gemessen werden kann.



**Kl. 49 h, Gr. 2, Nr. 705 286**, vom 10. April 1937; ausgegeben am 23. April 1941. Demag, A.-G., in Duisburg. (Erfinder: Dr.-Ing. Fritz Kocks in Düsseldorf.) *Verfahren zur Vorbereitung von nach dem Ehrhardtschen Verfahren zu lochenden Blöcken für das Einsetzen in das Lochgesenk.*

Der Block a wird in das Stauchgesenk b der Presse eingebracht; darauf geht der Stauchstempel c nieder, wobei er sich in dem oberen prismatischen Abschnitt des Teiles d des Formhohlraumes führt, und den Block in den schwach pyramidischen Teil e des Gesenkes b hineinstaut. Der Formhohlraum ist an den Kanten nach dem Durchmesser des Lochgesenkhohlraumes abgerundet.

**Kl. 18 b, Gr. 21,03, Nr. 705 468**, vom 28. Juni 1936; ausgegeben am 29. April 1941. August-Thyssen-Hütte, A.-G., in Duisburg-Hamborn. (Erfinder: Dr. Walter Eichholz in Duisburg-Hamborn.) *Feuerfester Tiegel für kernlose Induktionsöfen mit über eine Tonne Inhalt und mit basischer Schmelzföhrung.*

Der Tiegel besteht aus einem basischen Innenfutter und einer äußeren, um das Innenfutter angeordneten Pufferschicht, die beim Reißen des Innenfutters ein Durchbrechen des Stahles

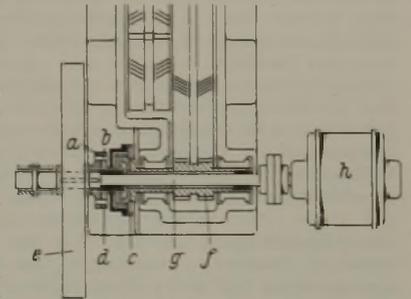
nach der Spule hin verhindert. Als Pufferschicht wird ein Baustoff verwendet, der bei Inbetriebnahme des Ofens eine hochtemperaturwechselbeständige Tiegelumkleidung bildet.

**Kl. 18 d, Gr. 2,10, Nr. 705 516**, vom 13. Oktober 1933; ausgegeben am 2. Mai 1941. Fried. Krupp A.-G. in Essen. (Erfinder: Dr. Hans Heinz Meyer in Essen.) *Herstellung von Dynamo- und Transformatorblechen und ähnlich magnetisch beanspruchten Gegenständen.*

Hierzu werden Eisenlegierungen verwendet, die weniger als 0,05% C, 2 bis 18% Co, 1 bis 6% Si und als Rest Eisen und Verunreinigungen enthalten. Das Verhältnis des Kobaltgehaltes zum Siliziumgehalt kann zwischen 2 : 1 und 10 : 1, vorzugsweise zwischen 5 : 1 und 2,5 : 1 liegen.

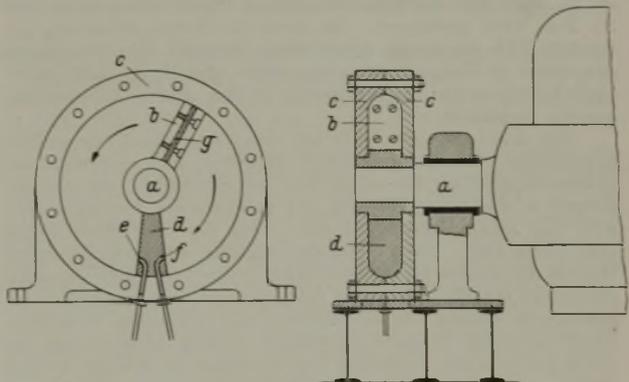
**Kl. 7 a, Gr. 22,01, Nr. 705 574**, vom 29. April 1933; ausgegeben am 3. Mai 1941. Achenbach Söhne, G. m. b. H., in Buschhütten über Kreuztal (Kr. Siegen). *Antriebsgetriebe für Walzwerke.*

Die etwa als Bruchkupplung oder als nachgiebige Kupplung oder als Bruchkupplung und zugleich als nachgiebige Kupplung ausgebildete Kupplungsvorrichtung a, b, c, d sitzt räumlich zwischen dem auf der Außenseite gelagerten Schwungrad e und dem Ritzel f auf der Schwungradwelle g; vom Schwungrad e aus gesehen ist hinter der Kupplungsvorrichtung a, b, c, d, die Schwungradwelle g in der hohl ausgebildeten Ritzelwelle f eingemittet und drehbar abgestützt. Der Motor h greift vom Schwungrad aus gesehen hinter dem Ritzel an der Welle g an.



**Kl. 18 b, Gr. 17, Nr. 705 579**, vom 17. Januar 1939; ausgegeben am 3. Mai 1941. Hydraulik, G. m. b. H., und Friedrich Wilhelm Körber in Duisburg. *Hydraulisch betriebene Kippvorrichtung für Konverter, Mischer, Oefen u. dgl.*

Auf dem Kippzapfen oder auf einem mit diesem gekuppelten Zapfen a sitzt der Drehkolben b, der sich in dem Gehäuse c bewegt.



wegt. Im Gehäuse c ist die Scheidewand d gegen die Nabe des Drehkolbens abgedichtet und hat die Kanäle e, f für die Zu- und Ableitung des Treibmittels, z. B. Oel oder Wasser. Der Drehkolben hat einen an den Gehäusewänden anlaufenden Dichtungstreifen g. Durch wechselseitige Steuerung des Treibmittels durch die Kanäle e, f wird der Drehkolben entweder im Uhrzeigersinne oder in entgegengesetzter Richtung und somit auch der Konverter gedreht.

**Kl. 31 c, Gr. 18,01, Nr. 705 707**, vom 9. Februar 1940; ausgegeben am 7. Mai 1941. Deutsche Eisenwerke, A.-G., in Mülheim, Ruhr. (Erfinder: Dipl.-Ing. Albrecht v. Frankenberger und Ludwigsdorf † und Gustav Reiche in Mülheim, Ruhr.) *Verfahren und Vorrichtung zum gleichzeitigen Gießen mehrerer Hohlkörper in einer Schleudergußmaschine mit mehreren Formen und einer entsprechenden Anzahl von Gießrinnen.*

Die Gießrinnen sind gegenüber den Formen während des Gießens gemeinsam verschiebbar angeordnet. Vor dem Guß wird in allen Rinnen durch je einen entgegengesetzt zur Fließrichtung des Gießwerkstoffes in den Rinnen wirkenden Gasdruck vor den Rinnenausläufen der Gießwerkstoff angestaut und durch Nachlassen oder Aufhören des Gasdruckes aus allen Rinnenausläufen gleichzeitig zum Ausfluß gebracht.

## Wirtschaftliche Rundschau.

**Stahlwerks-Verband, Aktiengesellschaft, Düsseldorf.** — Das Jahr 1940 stand vollständig im Zeichen der von Friedensarbeit auf Kriegswirtschaft umgestellten Eisen- und Stahlindustrie. Die großen kriegerischen Ereignisse des Berichtsjahres waren sowohl für die Werke als auch für die Verbände von außerordentlicher Bedeutung. Die Besetzung Norwegens brachte die Sicherstellung der schwedischen Erzzufuhren. Die zu Beginn des Krieges infolge ihrer Lage im feindlichen Schußbereich stillgelegten Saarwerke wurden mit dem Vordringen der deutschen Truppen in Frankreich alsbald wieder in Betrieb gesetzt. Die Luxemburger Werke konnten ebenfalls zur Deckung des deutschen Stahlbedarfs herangezogen werden, da hier die Zerstörungen der Betriebsanlagen nur sehr geringfügig waren. Die von den früheren Besitzern geräumten und teilweise zerstörten Lothringer Werke wurden unter Leitung deutscher Fachleute trotz der sehr schwierigen Verhältnisse in erstaunlich kurzer Zeit wieder in Gang gesetzt. In Metz wurde eine Verbindungsstelle des Stahlwerks-Verbandes eingerichtet, um ein reibungsloses Arbeiten zwischen den Lothringer Werken und den Verbänden im Altreich zu ermöglichen und die Verbindung mit den Werken des Gebietes Meurthe et Moselle zu erleichtern, die vor der Eingliederung der Lothringer Werke mit diesen eine Verwaltungseinheit unter einem deutschen Generalbeauftragten bildeten. Für die amtlichen Stellen im besetzten Frankreich und Belgien, die sich mit der Wiedereingangssetzung der Werke dieser Gebiete und der Regelung des Absatzes befassen, wurden eine Anzahl Kräfte zur Erfüllung dieser kriegswichtigen Arbeiten zur Verfügung gestellt.

Durch die Eingliederung der Werke Lothringens und Luxemburgs in die deutsche Eisenwirtschaft erhielt die Leistungsfähigkeit der deutschen Stahlindustrie gegenüber dem Jahre 1939 eine starke Ausweitung. Außerdem wurden mit der wieder in Gang gesetzten Stahlindustrie Belgiens und des besetzten Frankreichs Vereinbarungen über Lieferungen nach Deutschland und für die Ausfuhr getroffen. Die Lothringer und Luxemburger Werke traten mit Wirkung vom 1. April 1941 den Verbänden bei. Mit den Werken des an Ostoberschlesien angrenzenden Dombrowa-Gebietes wurden Anschlußverträge abgeschlossen. Die Rohstahlgemeinschaft und die Verkaufsverbände wurden am 27. März 1941 auf Grund freiwilliger Vereinbarungen bis zum 30. Juni 1942 verlängert. Die durch die Kontingentierung gesteckten Ziele wurden im wesentlichen erreicht. Die Lieferungen der wieder in Gang gesetzten Saarwerke und die der Lothringer und Luxemburger Eisenindustrie haben diese Entwicklung günstig beeinflusst.

Das Auslandsgeschäft hat durch den Krieg eine außergewöhnliche Wandlung dadurch erfahren, daß einerseits die außereuropäischen, besonders die Ueberseeeländer, als Absatzgebiete in Fortfall gekommen, die europäischen Länder andererseits fast ausschließlich auf den Bezug des deutschen Eisens angewiesen sind. Das Sinken der Ausfuhr während der ersten Monate des Jahres hat einer stetigen Steigerung Platz gemacht. Allerdings konnte nicht allen Anfragen aus dem Ausland nachgekommen werden, da die Belange der deutschen Wehrwirtschaft an erster Stelle berücksichtigt werden mußten. Die dadurch notwendige Verteilung der verfügbaren Mengen ist auf Grund von Handelsabmachungen zwischen dem Reichswirtschaftsministerium und den einzelnen Ländern geregelt worden.

### Vom belgischen Kohlen- und Eisenmarkt.

Die Notwendigkeit, bei dem Fehlen jeglicher Kohlenvorräte den Verbrauch strikte der Förderung anzupassen, führte zum Erlaß einer strengen Verordnung, die den heimischen Verbrauch an Kohlen, Koks und Briketts regelt. Die Verordnung begrenzt weitgehend den Verbrauch im Monat September und verbietet Brennstoffkäufe aller Art, sofern ein Vorrat von 200 kg und mehr vorhanden ist. Er verpflichtet die Kleinändler zur Führung von Listen über ihre Lieferungen an die Verbraucher und zu gleichlautenden Erklärungen an ihre Gemeindeverwaltungen, während die Großhändler ebenfalls ihre Lieferungen für die Inlandsversorgung angeben müssen. Durch diese strengen Vorschriften will man der Industrie und den besonders bevorzugten Stellen ein Höchstmaß an Brennstoffen zuführen.

Wie bei der Eisenindustrie, so hat das belgische Wirtschaftsministerium im Zuge der Neuordnung der gesamten belgischen Wirtschaft nunmehr auch die Errichtung einer Wirtschaftsgruppe Kohlenindustrie angeordnet. Der Vereinigung

werden als Hauptmitglieder angeschlossen alle Bergbau betreibenden Unternehmen, die sich selbständig und vornehmlich mit der Förderung von festen mineralischen Brennstoffen beschäftigen sowie die Herstellung von Koks- und Steinkohlenbriketts zum Gegenstand ihres Hauptbetriebes haben, ferner auch solche Unternehmen, die die Kohlenförderung und die Kohlenverarbeitung nicht ausschließlich, aber doch als erhebliche Hilfs- und Nebentätigkeit betreiben. Listenmitglieder sind solche Unternehmen der Montanindustrie, bei denen die Kohlenförderung und die mit der Verarbeitung verbundenen Arbeiten nur eine untergeordnete Rolle spielen; ihre Einbeziehung erfolgt im Sinne der einheitlichen Regelung des ganzen Kohlenmarktes.

In der belgischen Hüttenindustrie wurde im Monat August ein neuer Erzeugungsplan eingeführt, der vor allem einen Wechsel in der Beschäftigung der Werke zuläßt. Ein dahingehender Versuch sollte Anfang September unternommen werden. Die Hochöfen eines bestimmten Werkes sollen für etwa einen Monat gedämpft werden. Aus den Ergebnissen dieses ersten Versuches lassen sich wahrscheinlich Schlüsse ziehen, die auch auf andere Gebiete übertragen werden können. Der Reorganisationsplan der belgischen Hüttenindustrie enthielt in verschiedenen Punkten keine Einzelheiten; einige zeitgemäße Änderungen hatten den Zweck, die gegenwärtigen Schwierigkeiten zu überwinden, vor allem die Rohstoffe besser zu verteilen und die Erzeugung zu regeln.

Erzeugung und Verteilung glichen sich weiterhin auf der Grundlage der vorhergehenden Monate aus. Die bis Ende des Jahres dem Inlandsmarkt zugesicherten Mengen dürften auch den Sonderbedarf zufriedustellen, der in einigen Industrien durch Erzeugungsänderungen, durch Aufnahme neuer Arbeitsgebiete und durch veränderte Kräfteerzeugung aufgetreten ist. Dies gilt vor allem für die chemische Industrie und die Warenindustrie; selbst wenn ihr Bedarf einen außergewöhnlichen Umfang annehmen sollte, hofft man, ihm ohne Änderung des Gesamtverteilungsplanes begegnen zu können. Die Versorgung der mittelbelgischen Erzeuger und der Warenabsatz leiden nicht mehr in dem Maße wie früher unter den Verkehrsschwierigkeiten; besonders die Eisenbahnen haben zu dieser Besserung wesentlich beigetragen.

Ein beträchtlicher Fortschritt wurde auf dem Gebiete der allgemeinen Organisation der Hüttenindustrie durch die Errichtung einer Hauptgruppe Eisen- und Stahlindustrie gemacht. Auf Grund einer Verordnung des Wirtschaftsministeriums ist diese Hauptgruppe als öffentlich-rechtliche Körperschaft zur ausschließlichen Vertretung ihres Wirtschaftsbereichs befugt. Als Hauptmitglieder werden angeschlossen alle Unternehmungen, die sich selbständig, jedoch nicht handwerklich mit der Erzeugung oder dem Walzen von Eisen oder Stahl, der Erzeugung von rohem Gußeisen oder gegossener Stücke aus Gußeisen oder Stahl oder der Ausbringung von Eisen- oder Manganerzen betätigen, soweit dies ausschließlich oder als Haupttätigkeit erfolgt. Als Listenmitglieder werden angeschlossen die Unternehmungen, die diese Tätigkeit als unerhebliche Hilfs- oder Nebentätigkeit ausüben. Zum Leiter der Hauptgruppe wurde Oscar Bihet, Generaldirektor der Usines à Tubes de la Meuse, ernannt.

Eine erste Schrottzuteilung ist gegen Ende August durch die Schrottverteilungsstelle auf der Grundlage des Erzeugungsbedarfes im August erfolgt. Eine weitere Zuteilung für den Monat September wird erwartet.

In der zweiten Hälfte des Monats August waren die Auftragsbücher der Werke sowohl für den Inlandsmarkt — hervor trat besonders der Bedarf für den Wiederaufbau — als auch für die Ausfuhr gut gefüllt; es ist Arbeit für mehrere Monate vorhanden. Erzeugungsverlagerungen führten zu Leistungssteigerungen; ein Hochofen wurde auf die Erzeugung von Gießereieisen umgestellt, wodurch der Bedarf der belgischen Industrie gedeckt wird. Die Erzversorgung blieb zufriedenstellend; Koks wird in den engen durch die Erzeugung bedingten Grenzen geliefert.

Mit Rücksicht auf das Auslandsgeschäft war die Preisfrage zu Anfang September Gegenstand einer Untersuchung durch die zuständigen Behörden. In der Zuteilung von Blechen und Bandstahl für die Weißblechherstellung sind neue Einschränkungen vorgenommen worden. Lieferungen werden in Zukunft nur noch für solche Erzeugnisse erfolgen, die nicht aus Ersatzstoffen hergestellt werden können.

## Buchbesprechungen.

**Schneiderhöhn, Hans, Dr.**, ord. Professor der Mineralogie, Geoteknik und Lagerstättenkunde an der Universität Freiburg i. Br.: **Lehrbuch der Erzlagerstättenkunde.** Jena: Gustav Fischer. 80.

Bd. 1: **Die Lagerstätten der magmatischen Abfolge.** Mit einem Titelbild und 264 Abb. u. Karten im Text und auf Tafeln. 1941. (XXIV, 858 S.) 48 *R.M.*, geb. 52 *R.M.*

Die stürmische Entwicklung der Erzlagerstättenlehre in den letzten zwanzig Jahren wurde ermöglicht durch die Einführung des Erzmikroskops bei der Untersuchung von Erzen, durch die Ergebnisse der Kristallstrukturforschung mittels Röntgenstrahlen und durch die Berücksichtigung der geochemischen Verteilungsgesetze der Elemente.

Bei der Anwendung der Ergebnisse dieser Gebiete, die im wesentlichen der mineralogischen Forschung zu verdanken sind, wurden von allen, die sich mit der Untersuchung von Erzlagerstätten befaßten, die „lagerstättenbildenden Vorgänge“ in den Vordergrund gestellt. Schneiderhöhn gehört mit zu den eifrigsten Verfechtern dieses Grundsatzes auf neuzeitlicher Grundlage. Natürlich haben auch schon die „Alten“ versucht, diese Vorgänge zu erkennen.

Ueber eine Lagerstätte kann man in Richtung ihrer Nutzbarmachung nur ein Urteil abgeben, wenn man ihre Bildungs- und Umbildungsvorgänge kennt. Die Geochemie auf der Grundlage der Kristallstrukturforschung, der Isomorphiebeziehungen der Mineralien, d. h. der gegenseitigen Vertretbarkeit der Elemente im Kristallgitter und der chemischen Bindungseigenschaften der Elemente, liefert die Verteilung der Elemente und damit ihre Anreicherung zu nutzbaren Lagerstätten gegenüber der Durchschnittszusammensetzung der Erdkruste. Diese Ergebnisse sind in den letzten zwei Jahrzehnten in außerordentlicher Weise gefördert und für die lagerstättenbildenden Vorgänge nutzbar gemacht worden, so daß wir heute eine Systematik der Erzlagerstätten aufstellen können, die von der wissenschaftlichen Forschung trotz manchen Mängeln und Lücken allgemein anerkannt wird. Das vorliegende Lehrbuch, von dem der erste Band nun erschienen ist, bringt den Stand der Erkenntnisse, wie sie bis heute erzielt worden sind. Es ist seit zwanzig Jahren das erste deutsche Lehrbuch der Erzlagerstättenlehre und mehr den Ruf, den die deutsche Lagerstättenforschung seit Jahrhunderten gehabt hat.

Der vorliegende Band bringt nach einer allgemeinen Einleitung über das gesetzmäßige Zusammenvorkommen von Mineralien und Elementen, über die Aufgaben der Lagerstättenforschung und den gegenwärtigen Stand der Lagerstättenkunde, über bergwirtschaftliche Betrachtungsweisen und bildliche Darstellungen der Erzlagerstätten, die Grundlage der Systematik der lagerstättenbildenden Vorgänge der magmatischen Lagerstätten, an die sich die Beschreibung der einzelnen Lagerstätten in vier Hauptgruppen: 1. Intrusivgesteine und liquidmagmatische Lagerstätten, 2. Pneumatolytische Lagerstätten, 3. Hydrothermale Lagerstätten und 4. Exhalationslagerstätten, sowie die Zwischengruppen anschließt. Alles das, was der wissenschaftliche und praktische Lagerstättenforscher zur Untersuchung und Beurteilung der Lagerstätten braucht, ist in vorbildlicher und vollständiger Art angegeben. Zu betonen ist, daß auf die Form der Lagerstätten als geologische Körper und ihre späteren formalen Veränderungen unter Berücksichtigung der modernen, durch die Geologie erzielten tektonischen Ergebnisse in weitem Maße eingegangen ist.

Ueber die behandelten Einzellagerstätten als Beispiel für die einzelnen lagerstättenbildenden Vorgänge sagt Schneiderhöhn in der Einleitung, daß lieber weniger bedeutende oder häufig auch wirtschaftlich ganz bedeutungslose Lagerstätten recht ausführlich beschrieben wurden, wenn sie nur gut, neuzeitlich und allseitig bearbeitet waren, während auch größere Vorkommen, wenn über sie nur alte Arbeiten vorlagen, meist ganz kurz abgetan wurden.

Besonders hervorzuheben sind die ausgezeichneten Abbildungen, geologischen Karten und Mikrophotographien, die das an sich schon gut ausgestattete Buch weiterhin zieren. Keiner, der an der Untersuchung von Lagerstätten arbeitet, kann an diesem Werk vorbeigehen.

Es muß anerkannt werden, daß schon durch diesen Band Schneiderhöhn das Ansehen und den Ruf der deutschen Lagerstättenforschung vergrößert hat, an denen er selbst durch die große Zahl seiner Einzelarbeiten erheblichen Anteil nimmt.

Hans Ehrenberg.

**Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie.** 8. Aufl. Hrsg. von der Deutschen Chemischen Gesellschaft, Berlin: Verlag Chemie, G. m. b. H. 80.

System-Nummer 59: Eisen. Teil F: Nachweis und Bestimmung von Fremdelementen in Eisen und Stahl. Abteilung I: Begleit- und Legierungselemente. Mit 36 Fig. 1941. (430 S.) 89 *R.M.*, geb. 94 *R.M.*

Mit der soeben erschienenen Lieferung 2 der Abteilung I liegt der Teil F des Elementes „Eisen“, der sich mit der Analyse des technischen Eisens und Stahles befaßt, abgeschlossen vor. Die Abteilung I enthält die Abschnitte über Probenahme und über Nachweis und Bestimmung der Begleitelemente, zu denen mit Recht auch die Gase gerechnet werden, während Abteilung II der analytischen Erfassung der eigentlichen Legierungselemente vorbehalten ist. Die zuletzt genannte Abteilung erschien bereits 1938 und 1939<sup>1)</sup>.

Wie die übrigen Bände der neuen Auflage des „Gmelin“ ist auch der vorliegende Teil mit großer Sorgfalt und Gründlichkeit bearbeitet worden. Der zweckmäßige, abgekürzte Stil gestattet es, auf nur 430 Seiten die Fülle des gesamten bisher veröffentlichten Stoffes in erschöpfender Weise zu bringen. Die geschickte Gliederung macht es dem Leser leicht, sich über die für ihn wichtigen Dinge zu unterrichten.

Einige Verfahren werden stets als besonders wichtig und brauchbar vorangestellt und ausführlich beschrieben. Mit dieser Auslese ebenso mit den Angaben über die Sicherheit der Verfahren und die Hinweise auf Fehlermöglichkeiten wollen die Verfasser ihrer selbst gestellten Aufgabe „eine Monographie abzufassen, die gleichzeitig die Funktionen eines praktischen Laboratoriumsbuches erfüllt“, gerecht werden. Die kritischen Angaben sind zweifellos sehr wertvoll. Trotzdem muß es dahingestellt bleiben, ob ein Buch, das am Schreibtisch entstanden ist, diese Aufgabe wirklich erfüllen kann. Der Praktiker wird dem aus der Praxis geborenen Werke wohl immer den Vorzug geben. Nichtsdestoweniger verdient die Leistung als solche volle Anerkennung, da sie die eigentliche Aufgabe eines Handbuchs, einen umfassenden Ueberblick über den augenblicklichen Stand unseres Wissens zu geben, vorbildlich erfüllt. Eine solche Arbeit hat aber auch für den Praktiker den größten Wert, ja man kann sagen, sie ist für ihn unentbehrlich. Karl Jordan.

**Zimmer, Ernst: Umsturz im Weltbild der Physik.** Gemeinverständlich dargestellt. Mit einem Geleitwort von Dr. Max Planck u. 77 Abb. 5., erw. Aufl. München: Knorr & Hirth 1940. (296 S.) 80. 4,50 *R.M.*, geb. 5,70 *R.M.*

Die reine Wissenschaft von gestern ist die Technik von morgen. An diese Wahrheit werden wir zur Zeit fast auf Schritt und Tritt erinnert, wenn wir sehen und miterleben, wie die Ergebnisse einer stürmischen Entwicklung in den Grundanschauungen der Physik, die sich durch die Begriffe „Quantenphysik“ und „Wellenmechanik“ kennzeichnen läßt, aus dem Bereich wissenschaftlicher, theoretischer Abhandlungen allmählich herauswachsen und Einfluß gewinnen auf die Zielsetzung und die Arbeitsweise der technischen Forschung. Es ist daher nur natürlich, daß zahlreiche Angehörige aller naturwissenschaftlichen und technischen Berufskreise den lebhaften Wunsch haben, den darum entbrannten Erörterungen wenigstens mit einigem Verständnis folgen zu können. Nun geben die Vertreter der modernen Physik selbst unumwunden zu, daß dies durchaus nicht einfach ist, schon deswegen, weil ein tieferes Eindringen in die Gedankengänge der neuen Physik eine so umfassende mathematische Vorbildung verlangt, wie sie der Nichtfachmann auf diesem Sondergebiet einfach nicht zur Verfügung haben kann. Man darf den Verfasser des vorliegenden Werkes dazu beglückwünschen, daß es ihm gelungen ist, den an sich spröden Stoff so geschickt zu gliedern und so fesselnd darzustellen, daß man in Versuchung kommt, manche Abschnitte wie einen spannenden Roman zu verschlingen. Selbstverständlich kann das Werk keine regelrechte Einführung in die Quantenmechanik sein, da es mit bewußter Absicht keine Mathematik bringt; die Absicht, wenigstens ein nachfühlendes Verständnis für die heutige Lage an den Brennpunkten der Forschung zu erwecken, darf man indessen als voll gelungen bezeichnen. Die Herausgabe der neuen Auflage bot Gelegenheit, auch auf die neuesten Ergebnisse, z. B. die Entdeckung des Mesotrons und die unerwarteten Erscheinungen bei der Zertrümmerung des Uranatoms, einzugehen. Fritz Stäblein.

<sup>1)</sup> Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 442; 60 (1940) S. 219.

150 Jahre Friedr. Lohmann, G. m. b. H., Gußstahlfabrik, Walz- und Hammerwerke, Herbede (Ruhr). Aus der Geschichte einer Familie und eines Unternehmens. 1790—1940. (Mit Abb.) [Selbstverlag 1941.] (80 S.) 4<sup>o</sup>.

Von einem Zeitgenossen Friedrich Krupps ist in diesem Buch die Rede, dessen Bemühungen um die Gußstahlbereitung sich unter günstigeren Umständen vollzogen und der bereits im Jahre 1812 Proben seines Könnens der Société d'Encouragement pour l'Industrie nationale in Paris einreichte, die ein gutes Urteil über die Brauchbarkeit des erzeugten Stahles fällt. Als die Franzosenzeit im Jahre 1815 in Westfalen zu Ende war, wurde die Gußstahlfabrik erweitert und ausgebaut. Der Chronist führt uns durch die 150jährige Geschichte des Unternehmens, das seit nahezu 130 Jahren ununterbrochen Tiegelstahl erzeugt und heute von den Ururenkeln des Gründers, Friedr. Lohmann, geleitet wird. Ein familien- und werksgeschichtliches Dokument von seltener Eindringlichkeit, das aber durch die weitverzweigten Beziehungen der Familie Lohmann auch einen wertvollen Beitrag zur wirtschaftsgeschichtlichen Forschung im Ruhrgebiet überhaupt bietet.

Herbert Dickmann.

## Vereins-Nachrichten.

### Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

#### Groß-Berliner Vortragssitzung.

Sonnabend, den 11. Oktober 1941, 15 Uhr (pünktlich), findet in der Technischen Hochschule Berlin-Charlottenburg, Berliner Straße 171 (Haupteingang, Hörsaal H 241), eine

#### Vortragssitzung

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Begrüßung.
2. Richtige Ausnutzung der Legierung bei Werkzeug- und Schnellarbeitsstählen. Berichterstatter: Direktor Dr.-Ing. F. Rapatz, Kapfenberg.
3. Die legierten Baustähle, vor allem die warmfesten Baustähle, im dritten Kriegsjahr. Berichterstatter: Dr.-Ing. K. Kretz, Düsseldorf.  
(In der Erörterung soll Gelegenheit zur Behandlung weiterer zeitgemäßer Werkstofffragen, wie z. B. der Verwendungsbereiche von Thomas- und Siemens-Martin-Stahl, gegeben werden.)
4. Leichtmetall und Stahl als Werkstoffe. Berichterstatter: Professor Dr.-Ing. E. H. Schulz, Dortmund.  
Nach der Sitzung, etwa um 18 Uhr, folgt ein Kameradschaftsabend mit einem einfachen Imbiß im Hause der Kameradschaft „Hütte“, Bachstr. 9 (am Bahnhof Tiergarten). Lebensmittelpakete sind mitzubringen. Anmeldungen sind umgehend an die Geschäftsführung zu richten.

### Eisenhütte Südost,

#### Fachgruppe Bergbau und Hüttenwesen im NS.-Bund Deutscher Technik, Leoben.

Samstag, den 18. Oktober 1941, 14.30 Uhr, findet im Eisenhütteninstitut der Montanistischen Hochschule in Leoben eine

#### Sitzung des Fachausschusses für Korrosionsfragen

statt.

#### Tagesordnung:

1. Bericht über die Sitzung des Unterausschusses für Korrosion und Korrosionsschutz in Düsseldorf am 19. Juni 1941.
2. Besprechung der bisherigen Versuchsergebnisse der Gemeinschaftsarbeit über das Zunderprüfverfahren.
3. Sonstiges.

Am gleichen Tage um 17 Uhr veranstaltet die Eisenhütte Südost im Hörsaal I der Montanistischen Hochschule in Leoben einen

#### Vortragsabend.

Professor Dr. mont. Richard Walzel, Leoben, spricht über: Die Preßschweißbarkeit von Stahl, Direktor Dr. Alois Karner, Leoben, über: Die Montanindustrie der Ukraine.

Ab 20 Uhr zwanglose Zusammenkunft in der Bürgerstube des Grand Hotels in Leoben.

## Änderungen in der Mitgliederliste.

- Boettcher, Walter, Dipl.-Ing., Betriebsleiter der Warmbetriebe Abt. Rohrwerk der Preß- u. Walzwerk A.-G., Düsseldorf-Reisholz; Wohnung: Düsseldorf 1, Fürstenwall 57. 29 024
- Eisele, Lorenz, Dipl.-Ing., Doggererz A.-G., Hüttenbetrieb, Straßburg (Elsaß); Wohnung: Antwerpener Ring 57. 37 087
- Frank, Adolf, Dr., Patentanwalt, Düsseldorf 1, Bismarckstr. 6; Wohnung: Düsseldorf 10, Alte-Garde-Ufer 21. 26 028
- Gerisch, Richard, Ing., Karlsruhe-Durlach, Kastellstr. 28. 27 078
- Gersdorf, Curt, Dipl.-Ing., „Weser“ Flugzeugbau-Gesellschaft m. b. H., Hauptverwaltung, Bremen; Wohnung: Bremen 1, Postfach 346. 39 023
- Gras, Wilhelm, Ingenieur, Eisen- u. Hüttenwerke A.-G., Bochum; Wohnung: Witten-Heven, Knapp 12 b. 27 087
- Hallemeier, Werner, Dipl.-Ing., Betriebsassistent, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation A.-G., Siemens-Martin-Stahlwerk, Bochum; Wohnung: Waldring 26. 40 237
- Hezko, Arnold, Dr., Generaldirektor, Resitaer Eisenwerke u. Domänen-A.-G., Resita (Banat/Rumänien). 21 035
- Hillerhaus, Heinrich, Dr.-Ing., stellv. Vorstandsmitglied der August-Thyssen-Hütte A.-G.; Werksdirektor der Niederrhein-Hütte u. der Hütte Vulkan, Duisburg-Hochfeld; Wohnung: Duisburg, Johannerstr. 13. 19 043
- Höck, Wilhelm, Dr. phil., Leiter der Versuchsanstalt der Stahlwerke Braunschweig G. m. b. H., Watenstedt über Braunschweig; Wohnung: Braunschweig, Altwiekring 35. 39 031
- Kohlmann, Hans, Betriebsassistent, Eisen- u. Stahlwerke Kneuttingen, Kneuttingen (Westm.); Wohnung: Kneuttingen-Nilvingen (Westm.), Bahnhofstr. 6. 31 118
- Kraiss, Günther, Dipl.-Ing., Nordwestl. Eisen- u. Stahl-Berufsgenossenschaft, Hannover; Wohnung: Sohnreistr. 15. 36 234
- Miksch, Gustav, Dipl.-Ing., Chefkonstrukteur des Planungsbüros der Gebr. Böhler & Co. A.-G., Ybbstalwerke, Böhlerwerk (a. d. Ybbs); Wohnung: Waidhofen (a. d. Ybbs/Niederdonau), Ybbstätter Str. 37. 40 215
- Müller, Friedrich, Hüttendirektor a. D., Wiesbaden, Kaiser-Friedrich-Ring 66. 92 005
- Plankensteiner, Siegfried, Dr. mont., Ing., Abteilungsvorsteher, Eisenwerke Oberdonau G. m. b. H., Linz (Oberdonau); Wohnung: Spallerhof, Ledigenheim. 30 116
- Sauer, Emil, Direktor, Sächsische Gußstahl-Werke Döhlen A.-G., Freital 2, Hüttenstr. 1; Wohnung: Dresden-A. 16, Anton-Graff-Str. 31. 36 376

#### Den Tod für das Vaterland fanden:

Huthsteiner, Kurt, cand. ing., Leipzig. \* 10. 10. 1915, † 19. 7. 1941. 39 159

Resow, Otto, Dipl.-Ing., Moritzburg. \* 9. 8. 1915, † 2. 9. 1941. 37 352

#### Gestorben:

Feist, Paul, Dipl.-Ing., Oberg., Essen. \* 23. 6. 1881, † 12. 9. 1941. 16 013

Meyer, Hans, Dr.-Ing., Schöenberg. \* 6. 2. 1885, † 5. 9. 1941. 14 060

Reinhardt, Karl, Dr.-Ing. E. h., Generaldirektor a. D., Dortmund. \* 11. 4. 1866, † 14. 9. 1941. 90 009

Risch, Gustav, Fabrikant, Bergisch Gladbach. \* 25. 4. 1875, † 22. 9. 1941. 12 091

Walcher, Peter, Dipl.-Ing., Geschäftsführer, Dortmund. \* 18. 5. 1891, † 7. 9. 1941. 25 129

Zapp, Adolf, Ingenieur, Düsseldorf. \* 11. 3. 1869, † 7. 9. 1941. 96 018

## Neue Mitglieder.

Börstinghaus, Hermann, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Deutsche Röhrenwerke A.-G., Werk Thyssen, Mülheim (Ruhr); Wohnung: Seilerstr. 13. 41 327

Eisenstuck, Rudolf, Generaldirektor, Vorsitzender des Vorstandes der Felten & Guilleaume A.-G., Wien X/75, Gudrunstr. 11; Wohnung: Wien XVIII/110, Cottagegasse 29. 41 328

Kroneis, Max, Dipl.-Ing., Gebr. Böhler & Co., A.-G., Edeltahlwerke Kapfenberg, Kapfenberg (Steiermark); Wohnung: St. Marein (Mürztal), Gasthaus „Weiße Rößl“. 41 324

Müller, Christian Paul, Betriebsdirektor, Süddeutsche Drahtindustrie A.-G., Mannheim-Waldhof; Wohnung: Mannheim-Feudenheim, Hauptstr. 133. 41 325

Schlippe, Heinz, Ingenieur, Gebr. Böhler & Co. A.-G., Edeltahlwerk Düsseldorf, Düsseldorf-Oberkassel; Wohnung: Krefeld, Krüllsdyk 71. 41 326

# Eisenhütte Oberschlesien

Zweigverein des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute

Hauptversammlung am 1. und 2. November 1941  
in Gleiwitz.

Einzelheiten werden noch bekanntgegeben werden.