

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 38

19. SEPTEMBER 1940

60. JAHRGANG

Die Grundlagen der bildsamen Verformung.

Von Friedrich Körber und Anton Eichinger in Düsseldorf.

[Bericht Nr. 160 des Walzwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*].

(Einleitung. — I. Mechanismus der bildsamen Verformung von Einkristallen, Vielkristallen sowie Werkstoffen aus verschiedenartigen Kristalliten. Gestalt des Spannungs-Dehnungs-Schaubildes in Abhängigkeit von den Spannungsspitzen sowie der Prüfmaschinenbauart. Vorgänge an der unteren Streckgrenze. — II. Formänderungswiderstand bei kleiner federnder und bildsamer Verformung. Abhängigkeit der Fließlinienbildung von dem Spannungszustand. Große bildsame Formänderung. Viskose Massen. Drehung der Hauptachsen. — III. Einige Fälle der technischen Formgebung: Kraftbedarf beim Kaltziehen mit Berücksichtigung der äußeren und inneren Verluste. Kraftbedarf beim Warmpressen im Gesenk zwischen parallelen Druckplatten unter Berücksichtigung der Gleit- und Haftreibung. Steigen ins Gesenk an den äußeren Rändern und in der Mitte.)

Einleitung.

Die Gesetze, denen die Vorgänge bei der bildsamen Formänderung gehorchen, sind zum Teil schon seit langem erforscht, ohne daß sie in der Praxis genügend Beachtung gefunden haben. Stammt doch beispielsweise der Ansatz für die innere Reibung viskoser Massen:

$$\tau_{xy} = \eta \cdot \frac{\partial v_x}{\partial y} = \eta \cdot \frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial t}$$

von Newton (1642 bis 1727)¹⁾, und die daraus abgeleiteten allgemeinen Navier-Stokesschen Bewegungsgleichungen²⁾ (letzterer 1819 bis 1903) sind bereits seit etwa 1845 bekannt. Hierin bedeuten: τ_{xy} = Schubspannung, η = Koeffizient der inneren Reibung, v = Geschwindigkeit, γ_{xy} = Gleitung bzw. Schiebung, x und y die rechtwinkligen Koordinaten, $\frac{\partial v_x}{\partial y}$ = sogenanntes Schergefälle, $\frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial t}$ = Gleitgeschwindigkeit. Diese Gleichungen sind auch in den Lehrbüchern und Vorlesungen über Hydrodynamik zu finden, wogegen die Erkenntnis deren sinngemäßer Anwendbarkeit auch auf die bildsame Verformung fester Körper verhältnismäßig jung ist³⁾. Da aber viele Gesetze der bildsamen Formänderung zumindest so fest begründet sind wie die Annahme einer Verhältnismäßigkeit zwischen Dehnung und Spannung im elastischen Gebiet (Hooke'sches Gesetz 1678), dürfte es angebracht sein, den Gesetzen der bildsamen Formänderung

eine ähnliche Beachtung zu schenken, wie dies bei denen der elastischen zum Teil in recht weitgehendem Maß der Fall ist. Beachtet man nämlich, daß die bildsame Formänderung nahezu eine reine Gestaltsänderung ist (bei praktisch unverändertem Volumen), und daß dieselbe in festen Körpern durch Gleitungen in kristallographisch bestimmten Ebenen zustande kommt, so sieht man auch sofort ein, daß der Gleitwiderstand in einem aus regellos orientierten Kristalliten zusammengesetzten Vielkristall einem dem Newtonschen verwandten Gesetz folgen muß: Die Schubspannung τ_{xy} für ein beliebig gerichtetes Achsenkreuz $x-y$ ist der bildsamen Schiebung bzw. Gleitung γ_{xy} — an Stelle des Schergefälles bzw. der Gleitgeschwindigkeit

$\frac{\partial \gamma_{xy}}{\partial t}$ bei viskosen Massen — verhältnismäßig:

$$\tau_{xy} = \frac{D}{3} \cdot \gamma_{xy}$$

darin erfährt allerdings der Proportionalitätsfaktor $\frac{D}{3}$ mit fortschreitender Verformung eine Aenderung. In gleicher Weise aber, wie man auf Grund des Viskositätsgesetzes zu den Navier-Stokesschen Bewegungsgleichungen gelangt (anwendbar etwa bei der Warmformgebung), führt das erwähnte Gesetz für die bildsame Verformung fester Körper zwangsläufig zur Gestaltänderungshypothese von Huber-Hencky. Die Proportionalität zwischen Schubspannung und Schiebung ist bereits an dem gut bekannten bildsamen Verhalten einer Probe gegenüber dem einfachen Beanspruchungsfall des einachsigen Zuges zu erkennen, das gekennzeichnet ist durch die Streckung in der Zugrichtung und eine solche Zusammenziehung in allen Querrichtungen, daß das Volumen praktisch unverändert bleibt. Der Umstand, daß man bei der bildsamen Verformung fester Körper in Wirklichkeit den umgekehrten Weg ging und den Spannungszustand zum Ausgangspunkt wählte, für welchen die Formänderung gesucht wurde, dürfte zum Teil dafür die Schuld

*) Auszug aus Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 22 (1940) Lfg. 5, S. 57/80. — Vorgetragen in der 45. Vollversammlung des Walzwerksausschusses am 22. Mai 1940 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Föppl, A.: Vorlesungen über technische Mechanik, Bd. 4, 7. Aufl. Leipzig 1922. S. 396.

²⁾ Planck, M.: Einführung in die Mechanik deformierbarer Körper. Leipzig 1919. S. 182. Föppl, A.: Vorlesungen über technische Mechanik, Bd. 6. 1921. S. 452.

³⁾ Hencky, H.: Z. angew. Math. Mech. 5 (1925) S. 115/24.

tragen, daß die Lösung des Problems der bildsamen Formänderung fester Körper viel später als im Fall zäher Flüssigkeiten gefunden wurde.

Ist das Spannungs-Dehnungs-Schaubild eines Werkstoffes aus dem üblichen Zugversuch bekannt, so kann jede Aufgabe auch außerhalb der Grenze rein elastischen Verhaltens gelöst werden. Zwar sind in der Regel diese Lösungen schwieriger in eine strenge Form zu bringen, man kann aber unter praktisch zulässigen Vereinfachungen recht brauchbare Ergebnisse erhalten⁴⁾. Ähnlich liegt ja der Fall bei der Festigkeitslehre, deren Ergebnisse oft erheblich von denjenigen der mathematischen Elastizitätstheorie abweichen, ohne daß dies in der Regel nennenswerte Nachteile mit sich gebracht hätte.

Während im Brücken- und Hochbau sowie im allgemeinen Maschinenbau lediglich jene Grenze Beachtung findet, bis zu welcher keine nennenswerten bildsamen Formänderungen zu befürchten sind, so daß man sich in der Hauptsache auf die Erläuterung der Anstrengung bzw. Vergleichsspannung für diesen Grenzfall der Verformung beschränken kann, muß bei der theoretischen Untersuchung der spanlosen Formgebung auch der Formänderungswiderstand im bildsamen Gebiet berücksichtigt werden. Dabei müssen die für eine Weiterentwicklung der Theorie notwendigen Unterlagen, z. B. über den Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit und der Temperatur sowie sonstiger Betriebsverhältnisse aus der Erfahrung bzw. dem Versuch gewonnen werden. Nur auf diesem Wege (Berechnung — Versuch — Erfahrung) sind technisch brauchbare Lösungen zu erwarten, die nicht auf praktisch kaum vorkommende Sonderfälle beschränkt sind.

I. Mechanismus der bildsamen Verformung.

Wenn hier über die physikalischen Grundlagen der bildsamen Verformung etwas ausgesagt werden soll, so nur aus dem Grunde, weil sonst die in der technischen Mechanik bzw. der Werkstoffmechanik interessierenden Gesetze nicht abgeleitet werden können. Beruht doch die Fließhypothese nach Huber⁵⁾-Hencky⁶⁾ — wie später bewiesen wird — auf der Eigenschaft der Einkristalle, daß deren Gleitwiderstand lediglich von der Schub-, nicht aber von der Normalspannung der Gleitflächen abhängig ist. Ohne diese müßte man zu der schwer vorstellbaren Erklärung mit Hilfe der konstanten Gestaltänderungsenergie greifen, aus der zwar der Begriff der Anstrengung hervorgeht, die bildsamen Formänderungskomponenten³⁾⁶⁾ aber kaum gewonnen werden können.

1. Einkristalle.

Es wird heute ziemlich allgemein angenommen, daß die bildsamen Verformung kristalliner Körper in der Hauptsache durch Gleitungen in den kristallographisch bestimmten Gleitflächen und -richtungen um ganze Identitätsabstände (Translation)⁷⁾ zustande kommt. Ob außer der Projektion der Schubkraft der Gleitfläche in die Gleitrichtung die übrigen Spannungskomponenten — mit Ausnahme der

praktisch einflußlosen Normalspannung der Gleitfläche — von Belang sind, scheint noch ungelöst zu sein.

Zugversuche mit zylindrischen Einkristallen — also bei homogener Beanspruchung — ergaben, daß die Gleitung paketweise vor sich geht, wobei natürlich das ungünstigst beanspruchte Gleitsystem in Tätigkeit tritt. Mit zunehmender Gleitung nimmt der Winkel α zwischen der Zug- und Gleitrichtung (Bild 1) ab, wodurch andere Gleitflächen konkurrenzfähig werden. Wesentlich ist dabei, ob sich die Betätigung eines Gleitsystems auch auf die übrigen — also ruhenden — Gleitsysteme verfestigend auswirkt oder nicht bzw. nur in geringerem Maße.

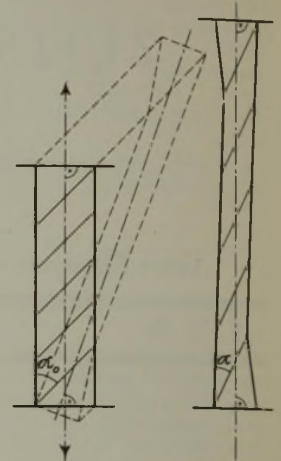


Bild 1. Bildsamen Verformung eines Einkristalles durch Betätigung eines Gleitsystems (Translation). Änderung des Winkels α zwischen der Gleitfläche und der Zugrichtung.

Viele Erscheinungen deuten darauf hin, daß die Gleitungen von Gitterstörungen⁸⁾ — insbesondere den wirksamen Gleitflächen entlang — begleitet sind, die örtlich wechselnde und mit entsprechenden Spannungen ausgestattete bleibende Änderungen der Winkel und Identitätsabstände aufweisen. Ungeklärt erscheint der Mechanismus bei inhomogener bleibender Verformung von Einkristallen (z. B. bei Biegung und Verdrehung).

2. Vielkristall.

Zwischen der homogenen Beanspruchung eines Einkristalles (z. B. auf Zug) und derjenigen eines Vielkristalles besteht ein wesentlicher Unterschied. Bei unregelmäßigen Korngrenzen und regelloser Orientierung der kristallographischen Achsen verschiedener Kristallite ist die Beanspruchung eines Kristallits im Vielkristall infolge des von den ihn räumlich von allen Seiten umgebenden, elastisch sowie plastisch anisotropen Kristalliten herrührenden Zwanges stark inhomogen, so daß selbst im elastischen Bereich die Kristallflächen verbogen sind und bei Erreichung der Elastizitätsgrenze innerhalb eines Kristallits örtlich verschiedene Gleitsysteme wirksam werden können. Man beachte, daß z. B. das kubisch flächenzentrierte Gitter vier kristallographisch gleichwertige Gleitflächen [Tetraederebenen (111)] mit je drei Gleitrichtungen (Tetraederkanten [110]) hat, so daß es scheinbar beliebig gekrümmte — in Wirklichkeit im Zickzack laufende — Gleitlinien unter dem Mikroskop zeigen kann, die oft als nicht auf Gleitungen beruhend erklärt wurden⁹⁾.

Diese zickzackförmige Gleitung (Bild 2) ist nämlich möglich, weil die Gleitrichtung

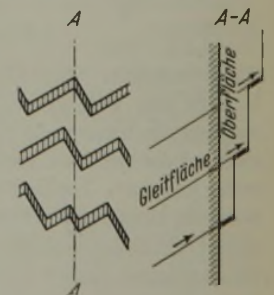


Bild 2. Bildsamen Verformung eines Einkristalles durch Bewegung unveränderter Gleitpakete.

⁴⁾ Siebel, E.: Die Formgebung im bildsamen Zustande. Düsseldorf 1932.

⁵⁾ Huber, M. T.: In: Czasopismo techniczne. Lemberg 1904.

⁶⁾ Lode, W.: Z. Phys. 36 (1926) S. 913/39; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 190/91. Roß, M., und A. Eichinger: Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr. I. Flußstahl. Disk.-Ber. Nr. 14. Eidgen. Mat.-Prüf.-Anst. E. T. H. Zürich. Zürich 1926; Verh. 2. Internat. Kongr. Techn. Mech., Zürich, 12. bis 17. Sept. 1926. Zürich u. Leipzig 1927. S. 315/27. Siebel, E., und A. Maier: Z. VDI 77 (1933) S. 1345/49.

⁷⁾ Tamman, G.: Lehrbuch der Metallkunde, 4. Aufl. Leipzig 1932. S. 157.

⁸⁾ Körber, F., und W. Rohland: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 5 (1924) S. 37/54. Czochralski, J.: Moderne Metallkunde in Theorie und Praxis. Berlin 1924. Dehlinger, U.: Z. Metallkde. 31 (1939) S. 187/91. Masing, G.: Z. Metallkde. 31 (1939) S. 235/38.

⁹⁾ Kuroda, M.: Sci. Pap. Inst. phys. chem. Res., Tokyo, 34 (1938) S. 1528/1633; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 799.

mit der Schnittlinie zweier Gleitflächen identisch ist. Dasselbe wäre der Fall beim kubisch raumzentrierten Gitter mit der Rhombendodekaederfläche als Gleitfläche (110) und Raumdiagonale als Gleitrichtung [111], nicht aber im Falle der Flächendiagonale als Gleitrichtung. Einzig die ersten bleibenden Formänderungen eines Vielkristalls scheinen nicht auf Gleitungen, sondern auf irreversiblen bzw. überelastischen Kristallgitterverzerrungen (Hysteresschleife) zu beruhen, welche geschwindigkeitsunabhängig sind im Gegensatz zu den Gleitungen, deren Widerstand mit der Geschwindigkeit zunimmt.

Von welchem Einfluß die Verbiegung der Gleitflächen auf deren Gleitwiderstand bzw. die vor dem Gleiten ertragbare Gitterverzerrung ist, muß erst ermittelt werden. Diese Beobachtungen sind aber meistens auf die Oberfläche des Vielkristalls beschränkt, wogegen das Verhalten der Kristallite im Inneren davon verschieden sein dürfte. An der Oberfläche fällt ein Teil des erwähnten Zwanges weg, so daß eine Formänderungsart, z. B. jene durch größere Gleitung in einer Gleitfläche (Bild 2) möglich ist, welche man sich im Inneren nicht vorstellen kann (Bild 3). An Stelle der Bewegung unveränderter Gleitpakete wird sich nämlich innen eher die sogenannte Schiebung ausbilden, die jedoch innerhalb eines einzelnen Kristallits nicht homogen zu sein braucht (Bild 4).

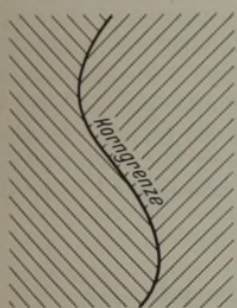


Bild 3. Gleitflächenorientierung zweier benachbarter Kristallite.

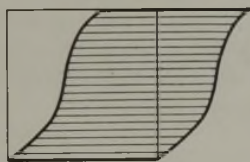


Bild 4. Bildsamen Verformung eines Kristallits im Inneren eines Vielkristallkörpers durch reine Schiebung.

Die Kristallite eines geglühten oder normalgeglühten Vielkristalls dürften in unbelastetem Zustand ein praktisch ungestörtes Raumbgitter haben (scharfe kennzeichnende Punkte bzw. Linien im Röntgenbild). Wird der Vielkristall über die Elastizitätsgrenze beansprucht, so kann der ungünstig orientierte Kristallit bzw. dessen Teil nicht frei fließen, solange die ihn umgebenden Kristallite noch rein elastisch beansprucht sind. Er wird sich daher an der Kraftaufnahme nicht mehr im gleichen Maße wie bisher beteiligen, indem ein Teil der ihm aufgezwungenen Gestaltänderung (Teil der Formänderung nach Abzug der Volumenänderung) nicht auf elastischer, sondern auf überelastischer Gitterverzerrung oder auf Gleitung beruhen wird, bei der die Spannung nicht mehr im gleichen Maß wie im elastischen Bereich mit der Verformung ansteigt. Demgegenüber ist die Volumenänderung stets vorwiegend elastischer Natur, weswegen die Summe der Hauptspannungen diesen Stellen gemäß Gleichung (2)

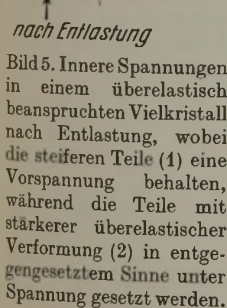


Bild 5. Innere Spannungen in einem überelastisch beanspruchten Vielkristall nach Entlastung, wobei die steiferen Teile (1) eine Vorspannung behalten, während die Teile mit stärkerer überelastischer Verformung (2) in entgegengesetztem Sinne unter Spannung gesetzt werden.

(siehe II/1) annähernd konstant bleibt. Dies beweist aber, daß sich dabei nicht etwa nur eine der Hauptspannungen, sondern der ganze Spannungszustand ändert. Wird nachträglich der Vielkristall entlastet, so verbleibt in ihm — selbst innerhalb eines Kristallits — ein völlig heterogener Zustand innerer Spannungen zurück, der auch Verbiegungen der Kristallnetzebenen enthält, was sich bei geeigneter Versuchsanordnung an der Verwaschung der kennzeichnenden Punkte bzw. Linien im Röntgenbild kundgibt. Da sich aber bei der Entlastung sämtliche Teile fast rein elastisch zurückverformen, werden auch die steiferen bzw. vorher sich elastisch verhaltenden Teile (1) eine Vorspannung behalten, während die Teile mit überelastischer Formänderung (2) in entgegengesetztem Sinne unter Spannung gesetzt werden, jedoch so, daß sich dieselben in unbelastetem Zustand gerade aufheben (Bild 5).

3. Werkstoff aus verschiedenartigen Kristalliten.

Das Verhalten eines solchen Verbundkörpers aus verschiedenen Kristallarten ist grundsätzlich demjenigen des einheitlichen Vielkristalls ähnlich, solange das Formänderungsvermögen einer Kristallart nicht erschöpft ist. Da aber das letzte in den hier betrachteten Fällen nicht vorkommen darf, scheiden Gefügearten mit spröden Bestandteilen völlig aus. Der Zementit im Flußstahl verhält sich nur dann spröde, wenn er in grober Form ausgeschieden ist, bleibt jedoch in fein lamellarer Form rißfrei, selbst nach großer bildsamer Verformung des Vielkristalls. Außerdem folgt der spröde Bruch der Spannungshypothese, wodurch das bildsame Verhalten bei einer Druckbeanspruchung wesentlich anders sein müßte als beim Zug, was unseres Wissens bei den hier in Frage stehenden Werkstoffen nicht der Fall ist. Der technisch einwandfreie Werkstoff aus verschiedenen Kristalliten bietet daher keine neuen Gesichtspunkte gegenüber einem Vielkristall aus gleichartigen Kristalliten.

4. Gestalt des Spannungs-Dehnungs-Schaubildes.

Welchen Einfluß üben die geschilderten Eigenschaften von Einkristallen, Vielkristallen und Werkstoffen aus verschiedenen Kristallarten auf die Form des Spannungs-Dehnungs-Schaubildes aus? Es kann vorweggenommen werden, daß ein Werkstoff, der aus verschiedenartigen Kristalliten aufgebaut ist, die jedoch alle ein stetig verlaufendes Schaubild zeigen — wenn auch mit verschiedenen großen Formänderungswiderständen —, ebenfalls ein stetig verlaufendes Spannungs-Dehnungs-Schaubild hat. Wenn dennoch gewisse Werkstoffe einen Knick an der Streckgrenze, manchmal mit einem Lastabfall verbunden, aufweisen, so kann dies — da die Erschöpfung des Formänderungsvermögens einer Kristallart bei den hier betrachteten Werkstoffen ausgeschlossen erscheint — nur so erklärt werden, daß der Gleitwiderstand einer Kristallart bei bestimmter Grenzbeanspruchung eine plötzliche Änderung¹⁰⁾ erfährt.

Eine hohe Elastizitätsgrenze bzw. obere Streckgrenze dürfte ein Zeichen für die Freiheit von Gitterstörungen und größeren Fehlstellen sein, was mit der guten Bewährung solcher Baustähle — Fälle mit schwacher bildsamer Formgebung zwecks Vermeidung unerwünschten Aussehens infolge von Fließfiguren ausgenommen — im Einklang steht, da sonst das innere elastische Gleichgewicht örtlich schon vorzeitig hätte gestört werden müssen. So zeigt der gut

¹⁰⁾ Körber, F.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 4 (1922) S. 31/48; vgl. Stahl u. Eisen 43 (1923) S. 31/48. Ludwik, P.: Z. Metallkde. 16 (1924) S. 207/12. Nadai, A.: Z. techn. Phys. 5 (1924) S. 369/78. Moser, M.: Ber. Werkstoffaussch. VDEh Nr. 96 (1927).

homogene Tiegelstahl unterhalb der Streckgrenze keine bleibenden Dehnungen [Moser¹⁰]. Die Elastizitätsgrenze kann daher — ähnlich der Kerbzähigkeit — auch zur Nachprüfung der Erzeugungsart, Reinheit und Wärmebehandlung des Stahles dienen.

Bei reinen Einstoffkristallen — z. B. Elektrolyteisen — scheint ein Lastabfall an der Streckgrenze bzw. ein Fließbereich unter unveränderter Last nicht vorzukommen. Es müssen daher die im Eisen befindlichen Bestandteile dafür verantwortlich sein, und zwar blockieren diese Bestandteile zuerst die Gleitflächen, um bei einer kritischen Beanspruchung plötzlich eine solche Veränderung zu erfahren, daß der Gleitwiderstand ziemlich unvermittelt sinkt. Darüber aber, welcher Art diese Veränderungen sind, ist aus dem umfangreichen Schrifttum zur Zeit keine Klarheit zu gewinnen¹¹. Es sei aber darauf hingewiesen, daß auch Einkristalle von Mischkristalllegierungen eine ausgeprägte Fließgrenze, mit Lastabfall verbunden, aufweisen können¹².

5. Einfluß von Spannungsspitzen auf die Höhe der Elastizitäts- bzw. Fließgrenze.

Der geschilderte Mechanismus der bildsamen Formänderungen läßt die Folgerung zu, daß für die Höhe der Elastizitäts- bzw. oberen Fließgrenze nicht der Spannungshöchstwert, sondern der mittlere Wert im höchst beanspruchten Kristallit bzw. einer bestimmten Anzahl Kristalllagen maßgebend sein dürfte¹³. An der Grenze zwischen dem fließenden und sich noch rein elastisch verhaltenden Teil der Probe müssen bestimmte Randbedingungen erfüllt sein, durch die der Spannungszustand der Fließschicht und damit auch die Höhe der Fließgrenze beeinflussbar ist. (Siehe II/2.)

6. Einfluß der Prüfmaschinenbauart auf die Höhe der Streckgrenze.

Wird die Formänderung langsam erzeugt, so kann in jenen Teilen des aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Schaubildes, in welchen keine meßbaren Massenträgheiten auftreten, innerhalb praktisch vorkommender Grenzen auch kein Einfluß der Prüfmaschinenbauart vorhanden sein.

¹¹ Ludwik, P., und R. Scheu: Ber. Werkstoffaussch. VDEh Nr. 70 (1925). Köster, W.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 503/22 (Werkstoffaussch. 139); Köster, W., H. von Köckritz und E. H. Schulz: Arch. Eisenhüttenw. 6 (1932/33) S. 55/60 (Werkstoffaussch. 184); Hayes, A. H.: Iron Age 132 (1933) Nr. 2, S. 27/28; Griffis, R. O., R. L. Kenyon, R. S. Burns und A. H. Hayes: Yearb. Amer. Iron Steel Inst. 1933, S. 142/65; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 180/81; Davenport, E. S., und E. C. Bain: Trans. Amer. Soc. Met. 23 (1935) S. 1047/1106. Hayes, A. H., und R. S. Burns: Trans. Amer. Soc. Met. 25 (1937) S. 129/62; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1055/56; Burton, H. H., und T. F. Russell: J. Iron Steel Inst. 138 (1938) S. 57/74; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 433; Andrew, J. H., und E. M. Trent: J. Iron Steel Inst. 138 (1938) S. 241/88; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 461/62; Edwards, C. A., H. N. Jones und B. Walters: J. Iron Steel Inst. 139 (1939) S. 341/85 u. 419/34; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 950/51; Jevons, J. D.: Iron Steel 12 (1939) S. 425/30 u. 629/35.

¹² Sachs, G., und H. Shoji: Z. Phys. 45 (1927) S. 776/96.

¹³ Neuber, H.: Kerbspannungslehre. Berlin 1937.

Einzig dort, wo dies nicht erfüllt ist, d. h. während des Lastabfalls, ist das Schaubild unzuverlässig, was aber weder auf die obere, noch auf die untere Streckgrenze (falls letzte überhaupt erreicht wird, bevor der erwähnte abfallende Ast des Schaubildes zu Ende ist) einen Einfluß haben kann¹⁴.

7. Vorgänge an der unteren Streckgrenze.

Hat sich an einem zylindrischen oder prismatischen Stab mit polierter Oberfläche eine Fließfigur gebildet, so fällt die Spannung auf die untere Streckgrenze, und der Stab reckt sich unter dieser verminderten Last von der zuerst geflossenen Stelle ausgehend weiter, bis der ganze Schaft matt geworden ist. Es wurde daher die Ansicht ausgesprochen, daß „... sobald die obere Fließgrenze irgendwo erreicht wird, sich das Fließen über sämtliche zusammenhängenden Teile ausbreitet, welche über die untere Streckgrenze beansprucht sind“¹⁵. Handelt es sich um homogen auf Zug beanspruchte zylindrische Stäbe, so dürfte dies zutreffen, weil alle Stabteile schon bis zur oberen Streckgrenze beansprucht gewesen sind. Nicht ganz sicher ist es, ob dies noch zutrifft, wenn — im Fall ungleichförmiger Spannungsverteilung, z. B. Biegung — dadurch auch Stabteile in Mitleidenschaft gezogen werden, die noch nicht bis zur oberen Streckgrenze beansprucht gewesen sind. Bild 6 veranschaulicht die möglichen Grenzfälle der Spannungsverteilung. Es sei aber erwähnt, daß bei alterungsempfindlichen Stählen der Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf die untere Fließgrenze sehr spürbar ist, indem die Alterung selbst in verhältnismäßig kurzer Zeit — etwa infolge der inneren Reibungswärme — erheblichen Umfang erreichen kann¹⁶.

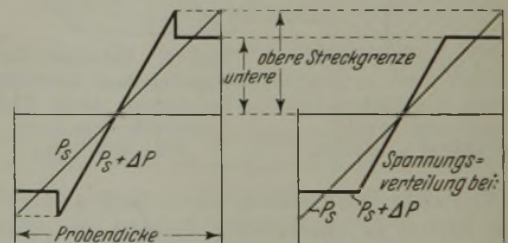


Bild 6. Mögliche Grenzfälle der Spannungsverteilung in auf Biegung beanspruchten Proben.

Im Gegensatz zu den Werkstoffen mit ausgeprägter Fließgrenze weisen solche mit stetig verlaufenden Spannungs-Dehnungs-Schaubildern keine Fließfiguren auf, vielmehr verteilt sich die bildsamen Dehnung von Anfang an gleichmäßig über die Schaftlänge. [Fortsetzung folgt.]

¹⁴ Siebel, E., und S. Schwaigerer: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 319/28 (Werkstoffaussch. 393); Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 37/52 (Werkstoffaussch. 470).

¹⁵ Ros, M., und A. Eichinger: Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr. III. Metalle. Disk.-Ber. Nr. 34. Eidgen. Mat.-Prüf.-Anst. E. T. H. Zürich. Zürich 1929. S. 5.

¹⁶ Itihara, M.: Technol. Rep. Tôhoku Univ. 11 (1935) Nr. 4, S. 73/165.

Die Verminderung von Fehlern in größeren Blöcken aus basischem Siemens-Martin-Stahl.

Von Ernst Wulfert in Düsseldorf.

[Bericht Nr. 373 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*].

(Einfluß des Eisengehaltes der Schlacken und der Entkohlungsgeschwindigkeit auf Rohblock-Innenfehler. Abhängigkeit der Entkohlungsgeschwindigkeit von der Wärmezufuhr. Einfluß der Gießtemperatur auf Blockgefüge und Innenfehler.)

[Hierzu Tafeln 2 bis 5.]

Die Anforderungen der Maschinenindustrie nach vollständiger Dichte und weitgehender Reinheit hochwertiger Bauteile sind in den letzten Jahren aus verschiedenen Gründen ständig gestiegen. Besonders die Einführung der magnetischen Prüfung machte es einfach, auch kleinste Fehlstellen in der Außenhaut oder Bohrung eines Werkstoffes mit Sicherheit festzustellen, wo andere Prüfverfahren bislang versagten.

Deshalb wurde dem Stahlwerker erneut in ganz besonderem Maße die dringliche Aufgabe gestellt, durch Ergründung und Erkenntnis der Ursachen diese Fehler zu beheben oder wenigstens weiterhin einzuschränken. Die hierdurch bei besonders hochbeanspruchten Stücken zeitweise bedingte Ausschubverminderung hochwertiger Schmiedestücke ist im Hinblick auf eine glatte Abwicklung des derzeitigen Erzeugungsplanes von größter Wichtigkeit.

Aufbauend auf den Erkenntnissen, die C. Kreutzer¹⁾ früher darlegte, soll nachfolgend die Frage der Eignung von Stählen mit hohem Reinheitsgrad sowie guter Dehnung und Einschnürung für hochwertige Schmiedestücke bei verschieden hoher Gießtemperatur kritisch betrachtet werden. Wie gezeigt wird, trifft die dort aufgestellte Vermutung über eine nachteilige Auswirkung einer höheren Gießtemperatur auf die Ausbildung der Seigerungen bei größeren Blöcken nicht zu.

Die angestellten Untersuchungen lassen nichtmetallische Einschlüsse im Stahl außer acht, da über deren Ursache und mögliche Beseitigung schon vielfach berichtet wurde²⁾ bis ⁷⁾. Sie beschränken sich auf Fehler, besonders im Kern von Schmiedestücken, die aus größeren Blöcken hergestellt und durch Radial- sowie Axialbohrproben besonders geprüft wurden.

Zur Klärung der Fehlerursache wurde zunächst eine Zusammenstellung der wichtigsten Einflußgrößen auf den Schmelzverlauf für höchstbeanspruchte Schmiedestücke vorgenommen.

Über Arbeitsweise und Ofenbauart ist bereits früher von C. Kreutzer⁸⁾ und dem Verfasser⁹⁾ berichtet worden, so daß sich weitere Erläuterungen hierzu erübrigen.

* 48. Vollsitzung am 8. Mai 1940. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1017/27 (Stahlw.-Aussch. 357).

²⁾ Latta, F., E. Killing und F. Sauerwald: Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 343/26 (Stahlw.-Aussch. 248).

³⁾ Bardenheuer, P.: Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 488/96 (Stahlw.-Aussch. 251).

⁴⁾ Kerpely, K. v.: Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1153/58 u. 1180/86 (Stahlw.-Aussch. 285 u. Werkstoffaussch. 281).

⁵⁾ Matuschka, B., und F. Cless: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 757/66 (Stahlw.-Aussch. 312).

⁶⁾ Amberg, K., und A. Hultgren: Jernkont. Ann. 120 (1936) S. 311/43.

⁷⁾ Buchholz, F. K., A. Ziegler und E. Voos: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 231/35 (Stahlw.-Aussch. 338).

⁸⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1397/1404 (Stahlw.-Aussch. 336).

⁹⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1165/71 u. 1195/1201 (Stahlw.-Aussch. 332).

Ein Vergleich der zahlreich ausgewerteten Schmelzen mit den durch die Prüfungen und Feststellungen der Materialprüfanstalt ermittelten Ergebnissen ließ deutlich drei wesentliche Einflüsse auf die Beschaffenheit des Stahles in der Blockachse erkennen:

der Gesamt-Eisengehalt der Endschlacke,
die Entkohlungsgeschwindigkeit,
die Gießtemperatur.

Ein Einfluß der übrigen Größen, wie Prozentgehalt und damit Menge des zur Beruhigung gebrauchten Ferrosiliziums, geringe Aluminiumzusätze, Menge des beim Fertigmachen benötigten Ferromangans (0 bis 12 kg/t Stahl) sowie Legierungszuschläge, konnte nicht festgestellt werden. Trotz größter Sorgfalt wiesen einige Fertigstücke porige und riß-ähnliche Stellen in der Bohrung auf, die zum Teil beim Erreichen des Fertigmaßes fortfielen, zum Teil aber nur durch Ueberschreiten des Sollmaßes beseitigt werden konnten.

Einfluß des Gesamt-Eisengehaltes der Endschlacken. Aus der Zusammenstellung aller Schmelzen ergab sich, daß von denjenigen, deren Endschlacken einen Gesamt-Eisengehalt unter 7,5 % hatten, 70 % nicht einwandfrei waren. Bei einem Eisengehalt von nur 6 % und weniger waren sogar alle Schmelzen nach dem Prüfungsbefund fehlerhaft. In all diesen Fällen waren die erwähnten Fehlererscheinungen in mehr oder weniger starkem Ausmaße aufgetreten. Offenbar handelt es sich hierbei um Schmelzen, deren Schlacken während des Schmelzens für die Erzeugung von Qualitätsschmiedestählen ungeeignet sind.

Da der Eisengehalt der Schlacken weitgehend durch ihren Basizitätsgrad bestimmt wird, ist bei allen Schmelzen rechtzeitig für ein dem Verwendungszweck entsprechendes Kalk-Kieselsäure-Verhältnis Sorge zu tragen. Erfahrungsgemäß hat sich ein solches für die Erschmelzung hochwertiger Schmiedestähle von etwa 2,4 bis 2,6:1 am besten bewährt, wobei der Gesamt-Eisengehalt möglichst zwischen 8 und 10 % liegen soll.

Ein genauer ursächlicher Zusammenhang dieses Schlackeneinflusses auf die Blockachsenfehler konnte bisher noch nicht ermittelt werden. Es liegt die Vermutung nahe, daß die Schlackenzusammensetzung einen Einfluß auf die Unterkühlungsfähigkeit und damit auf das Primärgefüge der Stähle ausübt. Die späteren Darlegungen weisen auf diese Annahme hin. Eine Klärung sei jedoch weiteren Untersuchungen vorbehalten.

Einfluß der Entkohlungsgeschwindigkeit. Sodann zeigte die Zusammenstellung der Schmelzen und ihrer Prüfergebnisse, daß 55 % derjenigen mit einer Entkohlungsgeschwindigkeit über 0,27 % C/h ebenfalls nicht den Anforderungen genügten. Diese Feststellung deckt sich mit den von F. Beitter¹⁰⁾ gefundenen Ergebnissen, der eine Entkohlungsgeschwindigkeit von 0,22 % C/h als Bestmaß für basisch erschmolzene Qualitätsstähle angibt. Dabei sei

¹⁰⁾ Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 369/75 u. 398/404 (Stahlw.-Aussch. 250).

darauf hingewiesen, daß es nach den gemachten Erfahrungen vollauf genügt, wenn etwa 40 min lang vor dem Fertigmachen der Schmelzen diese Entkohlgeschwindigkeit eingehalten wird. Zu hart eingelaufene Schmelzen können ohne nachteiligen Einfluß auf die Stahlgüte, um keine unnötige Verzögerung der Schmelzdauer zu erleiden, zunächst kräftig geerzt werden. Man muß jedoch durch geeignete Maßnahmen rechtzeitig dafür sorgen, daß gegen Ende der Schmelze die richtige Entkohlgeschwindigkeit eingestellt wird.

Bei einem schnellen Abbau des Kohlenstoffs aus der Schmelze kann auch während des üblichen Kochens, d. h. ohne zusätzliche Erzeinwirkung, stets beobachtet werden, daß in diesem Zeitraum das Bad sehr stürmisch kocht. Ständig werden durch das besonders lebhaft aus dem Bade aufsteigende Kohlenoxyd zahlreiche Stahltröpfchen durch die den Stahl sonst vor dem Einfluß der Heizgase schützende Schlackendecke mit emporgeschleudert. Sie sind in diesem Augenblick der freien Ofenatmosphäre ausgesetzt und werden immer wieder an Gasen und Oxyden angereichert. Zweifellos findet durch die verstärkte Kochbewegung eine weitgehende Reinigung des Bades von Fremdkörpern statt, jedoch wird die ebenfalls angestrebte Entgasung des Stahles hinfällig.

Diese Ansicht wird durch folgende Beobachtungen bekräftigt. Schmelzen, die bis zum Ende schnell entkohlten, zeigen stark gasende Endschlacken. Schnell entkohlte Schmelzen geben in der Abstichrinne und auch beim Gießen mehr Gas ab als solche bei langsamer Entkohlung. Man kann also annehmen, daß überfrischte Stähle mit Gasen übersättigt sind. Maßgeblich für den nachteiligen Einfluß einer zu hohen Entkohlgeschwindigkeit auf die Stahlgüte scheint demnach hauptsächlich ein zu hoher Gasgehalt der so erschmolzenen Stähle zu sein. Ueber dessen ungünstige Auswirkung ist schon von zahlreichen Forschern berichtet worden. Es seien die Arbeiten von E. Houdremont und H. Korschan¹¹⁾, H. Bennek, H. Schenck und H. Müller¹²⁾ sowie P. Bardenheuer¹³⁾ erwähnt.

Besondere Beachtung muß im Rahmen dieser Untersuchungen den Feststellungen von R. Hohage und R. Schäfer¹⁴⁾ geschenkt werden. Sie wiesen nach, daß besonders der Wasserstoffgehalt des Stahles die Kristallisation und damit das Primärgefüge von Rohblöcken weitgehend beeinflußt. Schmelzen mit einem hohen Gasgehalt neigen zu dendritischer und solche mit geringem Gasgehalt zu globulitischer Erstarrung. Wie sich aus den späteren Ausführungen ergibt, ist ein globulitisches Gefüge jedoch unbedingt anzustreben.

Abhängigkeit der Entkohlgeschwindigkeit von der Wärmezufuhr. Neben den bislang stets beachteten hauptsächlich Einflußgrößen auf die Frischwirkung während des Kochens, wie Schlackenmenge, deren Zusammensetzung und Flüssigkeitsgrad sowie Lage des Gas- oder Luftstromes und Luftüberschußzahl, hat sich die Schmelztemperaturüberwachung während des Probens als äußerst wertvoll erwiesen. Auch beim Stahlkochen¹⁵⁾ spielt demnach, wie bei fast allen chemischen Vorgängen, die Wärmezufuhr auf die jeweilige Geschwindigkeit des Reaktionsgeschehens eine wesentliche Rolle.

Nachdem die laufende Temperaturmessung der Vorproben mit dem Farbpyrometer „Biopix“ durchgeführt worden war, zeigte es sich bald, daß mit einer schnellen

Entkohlung stets ein entsprechend starker Temperaturanstieg des Stahles verbunden war. Es lag daher nahe, durch rechtzeitige Drosselung der Wärmezufuhr das Reaktionsgeschehen zu verlangsamen und in gewünschte Bahnen zu lenken. Diese Maßnahme hatte den erwarteten Erfolg. Wie Bild 1 zeigt, ist man tatsächlich in der Lage, bei annähernd gleichen Schmelzen mit dem Herausfrischen eines gleichen Prozentgehaltes an Kohlenstoff sowohl bei großer Gasmenge und schnellerer Entkohlung als auch bei verminderter Gasmenge und daher langsamerer Entkohlung die gleiche Temperatursteigerung des Bades zu erzielen. Es handelt sich dabei um zwei Schmelzen mit gleichem Einsatz. Sie sind aus sehr zahlreichen vorhandenen Beispielen gewählt worden, weil ihre fast vollständige Gleichartigkeit einen guten Vergleich miteinander zuläßt. Aus den drei vorhandenen Kurvenpaaren für Entkohlgeschwindigkeit, Temperaturverlauf des Stahlbades und jeweiliger Gasmenge ist ihre gegenseitige Abhängigkeit eindeutig zu erkennen.

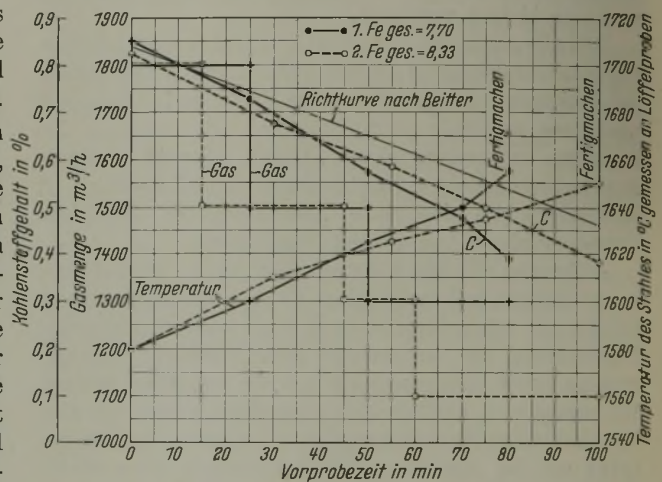


Bild 1. Einfluß der Gasmenge auf den Temperaturverlauf und die Frischgeschwindigkeit des Stahlbades.

Somit ist der Beweis erbracht, daß die Reaktionsgeschwindigkeit auch weitgehend von der Wärmezufuhr während des Kochens eines Stahlbades abhängig ist. Die absolute Höhe der jeweils erforderlichen Wärmemenge wird durch die Verschiedenheit aller Schmelzen, besonders ihrer Schlackenmengen, sowie durch den unterschiedlichen thermischen Wirkungsgrad der einzelnen Oefen bestimmt. Die zu erreichende Endtemperatur des Bades ist unter Voraussetzung bestimmter Schlackenverhältnisse bei dem gleichen Ofen eine einfache Funktion der Kochdauer, d. h. des zur Verfügung stehenden Kohlenstoffes. Sie ist entsprechend der zugeführten Wärmemenge und der von dieser bestimmten Entkohlgeschwindigkeit in einem veränderlichen Zeitraum herbeizuführen.

Es ist bekannt, daß mit steigender Temperatur die Schlacke dünnflüssiger und damit reaktionsfähiger wird. Dabei steigert sich gleichzeitig ihr Wärmeübertragungsvermögen. Der nunmehr verstärkt einsetzenden Frischwirkung begegnet man, soweit erforderlich, durch eine entsprechende rechtzeitige Gasdrosselung. Die zugeführte Wärmemenge ist so zu bemessen, daß sie die erforderliche Reaktionsgeschwindigkeit aufrechterhält. Da man bei dieser Arbeitsweise die drei Größen Wärmemenge, Entkohlgeschwindigkeit und anzustrebende Endtemperatur frühzeitig miteinander in Einklang bringt, besteht selbst bei langer Kochdauer keine Gefahr, daß die Schmelze vorzeitig zu warm wird und durch plötzlich erforderliches starkes Gasabdrehen das Kochen unterbunden wird.

¹¹⁾ Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 297/304 (Werkstoffaussch. 296).

¹²⁾ Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 324/31 (Werkstoffaussch. 297).

¹³⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 593/601 (Werkstoffaussch. 376).

¹⁴⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 123/25.

¹⁵⁾ Kalling, B., und N. Rudberg: Jernkont. Ann. 122 (1938) S. 91/107.

Mit diesen Ausführungen soll keineswegs gesagt sein, daß die Gasmengenregelung während des Kochens das alleinige Hilfsmittel zur Erzielung einer gewünschten Entkohlung ist. Die zur Erzeugung von Qualitätsstählen erforderliche Schlackenzusammensetzung sowie der Einfluß der Ofenatmosphäre darf nicht vernachlässigt werden. Deren richtige und vor allem frühzeitige Einstellung ist selbstverständliche

Aus früheren von C. Kreuzer durchgeführten, jedoch nicht veröffentlichten Versuchen sowohl an 3,3-t-Blöcken als auch an Bohrkernen schwerster Blöcke hatte sich ergeben, daß stärkere Hohlstellen in der Blockachse stets mit einem dendritischen Gefüge in derselben verbunden waren. Dagegen zeigten im Kern globulitisch erstarrte Blöcke diese Fehler nicht oder nur in einem äußerst geringen Maße (Bilder 2, 3 und 4). Gleichzeitig wurden bei diesen Untersuchungen für die nachfolgenden Darlegungen grundlegende Betrachtungen über den Vorgang der Primärkristallisation angestellt und schon ein ursprünglicher Zusammenhang zwischen Blockgefüge und Gießtemperatur ermittelt. Matt vergossene Blöcke neigten zu dendritischer und wärmer vergossene zu globulitischer Erstarrung.

Berücksichtigt man die Auffassungen, die F. Körber¹⁶⁾, F. Badenheuer¹⁷⁾, H. Siegel¹⁸⁾ und andere Forscher von dem Wesen der Blockkristallisation haben, so dürfte sich folgender Vorgang bei der Erstarrung des Stahles ergeben:

Es tritt zunächst durch die starke Abschreckwirkung der Kokille eine Unterkühlung der Randzone ein, so daß durch die Bildung zahlreicher Kristallisationskerne plötzlich eine feinkörnige Erstarrung der Außenhaut erfolgt. Durch die während der Kristallisation frei werdende und aus dem Blockinneren nachfließende Wärme wird die Unterkühlung an der Grenze zwischen Kristall und Schmelze aufgehoben oder zumindest herabgemindert. Durch die ständige Wärmeaufnahme und Wärmeabgabe der Kokille entsteht ein Wärmefluß von innen nach außen. Dieser ist maßgebend

Bild 2. Gefüge 20 bis 30 cm unter der Haube eines matt vergossenen 3,3-t-Blockes. Dendritisches Gefüge \approx Hohlstellen in der Achse. ($\times 0,4$)

Voraussetzung. Im Hinblick auf eine unbedingt zu erreichende Endtemperatur ist der fortlaufenden Gasdrosselung schließlich ein Ende gesetzt, da unterhalb einer bestimmten Gasmenge die Temperatursteigerung des Bades nicht mehr der Entkohlgeschwindigkeit entspricht und langsamer verläuft. Die Gasmengenregelung ist jedoch in fast allen Fällen ein äußerst wertvolles metallurgisches Hilfsmittel beim Erschmelzen hochwertiger Stähle. Es ist Aufgabe des Betriebsmannes, während des Kochens die einzelnen das metallurgische Geschehen bestimmenden Einflüsse in der geeigneten Form aufeinander abzustimmen, um eine dem Verwendungszweck genügende Stahlgüte zu erzeugen.

Untersuchungen über die Ursachen für die Entstehung von porigen und Hohlstellen im Blockkern.

Einfluß der Gießtemperatur. Endlich zeigten auch solche Schmelzen die eingangs genannten Fehler, die mit einer wahren Temperatur unter 1570 oder über 1600° vergossen worden waren. Die Klärung dieser Ursache wurde weiterverfolgt, da jetzt erst durch die laufende Temperaturüberwachung während des Kochens der Schmelzen die Möglichkeit bestand, jede als zweckentsprechend ermittelte Gießtemperatur mit nur geringen Abweichungen bis zu 10° zu treffen und die praktisch-kleine Temperaturspanne von 30° auch sicher einzuhalten. Hierzu ist allerdings einige Erfahrung erforderlich, um die Temperaturbeeinflussung des Stahles durch die Zugabe der Desoxydationsmittel oder Legierungszuschläge, durch die Kochbewegung während des Fertigmachens der Schmelze sowie durch die in dieser Zeit zugeführte Wärmemenge richtig abzuschätzen und entsprechend zu berücksichtigen. All das bereitet jedoch nach gewisser Übung keine Schwierigkeiten.

für den weiteren Erstarrungsvorgang. Solange der Wärmeeintrag an der Grenzzone größer als die Wärmezufuhr ist, die Unterkühlung also aufrechterhalten bleibt und sich ständig neue Kristallisationskerne bilden, kann über den ganzen Querschnitt mit einem feinkörnigen, globulitischen

¹⁶⁾ Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 350/51 (Erörterungsbeitrag zu B. Matuschka: S. 335/54, Stahlw.-Aussch. 220).

¹⁷⁾ Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 713/18 u. 762/70 (Stahlw.-Aussch. 142).

¹⁸⁾ Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1218/25 u. 1493/95 (Stahlw.-Aussch. 342 u. Werkstoffaussch. 440).

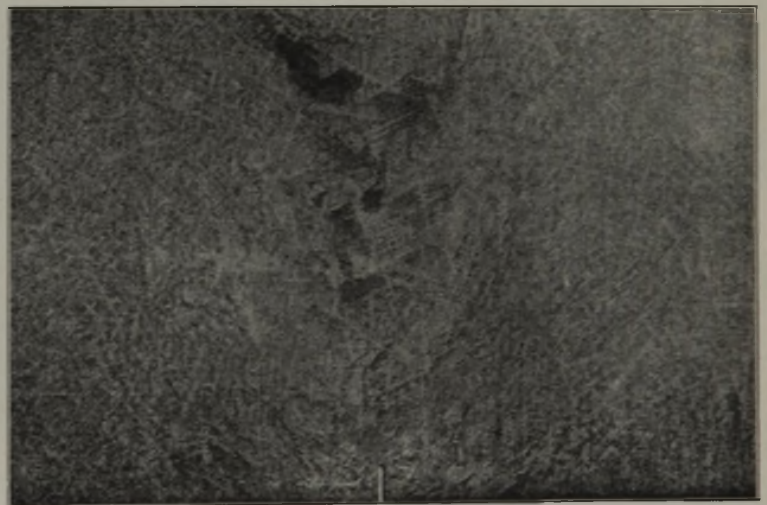
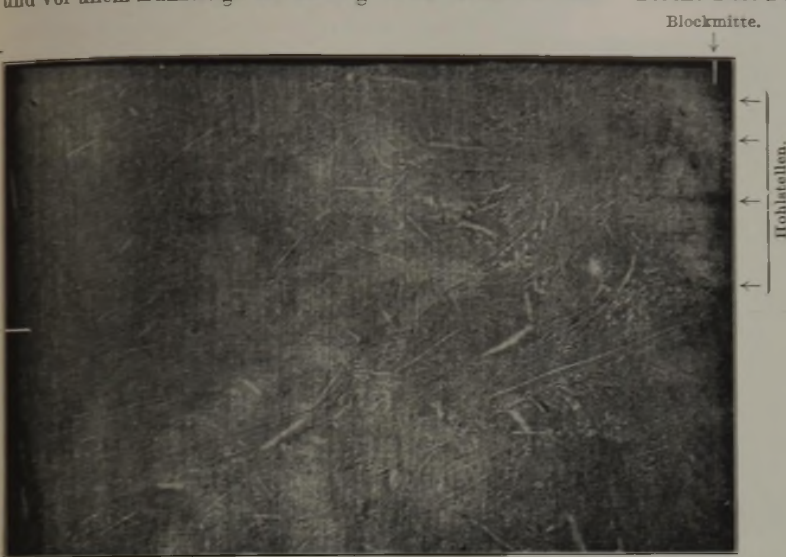


Bild 3. Vergrößerter Ausschnitt aus Bild 2. ($\times 4$)

Gefüge gerechnet werden. Das scheint bei kleinen Blöcken und niedriger Gießtemperatur möglich zu sein. Wird der Wärmeentzug jedoch durch die Wärmezufuhr gedeckt, was bei größeren Blockquerschnitten stets einzutreten scheint, so bilden sich infolge fehlender Unterkühlung keine neuen Kristallisationskerne, und die Einzelkristalle an der Grenzzone wachsen dem Wärmefluß entgegengesetzt.



Bild 4. Gefüge 20 bis 30 cm unter der Haube eines heiß vergossenen 3 3-t-Blockes. Globulitisches Gefüge \approx fehlstellenfrei. ($\times 0,4$)

Es beginnt die Bildung der Transkristalliten. Die Schnelligkeit, mit welcher die Wärme des noch flüssigen Blockteiles und die Kristallisationswärme abgeführt wird, bestimmt die weitere Kristallisationsgeschwindigkeit.

Baut man den Zusammenhang zwischen den drei Größen Kernzahl, Kristallisationsgeschwindigkeit und Wärmefluß weiter aus, so ergibt sich eine Erklärung für die Ursachen eines dendritischen oder globulitischen Primärgefüges.

Die Transkristallisation besteht immer aus gerichteten Dendriten. Diese Erkenntnis ist wichtig, denn sie zeigt, daß Dendriten nicht nur bei langsamer Abkühlungsgeschwindigkeit entstehen.

Der Wärmefluß beeinflusst besonders die Kristallisationsgeschwindigkeit in der zu ihm parallel liegenden Kristallachse. Läßt der Wärmefluß mit dem Abheben der Kokille vom Block, was bei größeren Querschnitten schon dann geschieht, wenn noch ein größerer Teil des Stahles im Inneren flüssig ist, stark nach, so wächst die Kristallisationsgeschwindigkeit in senkrechter Richtung zum Wärmefluß. Das bedeutet, daß die Seitenäste der Tannenbaumkristalle stärker zu wachsen beginnen. Gleichzeitig sinkt für die Dendriten der Zwang, gerichtet zu kristallisieren. Da aber immer noch ein geringer Wärmefluß bestehen bleibt, liegen in keinem Falle Dendriten senkrecht zu diesem.

Beachtet man weiterhin, daß die Dendritenachse um so größer ist, je stärker die Wärmeabfuhr ist, so kommt man zu dem Schluß, daß die Dendritenbildung unterbleibt, je mehr der Wärmefluß dem Werte Null zustrebt, oder wenn die Kristallisationsgeschwindigkeit in den verschiedenen Achsenrichtungen gleich wird.

Für diese Grenzfälle trifft die von R. Vogel¹⁹⁾ gegebene Erklärung zu, daß der entstehende Kristall globulitisch

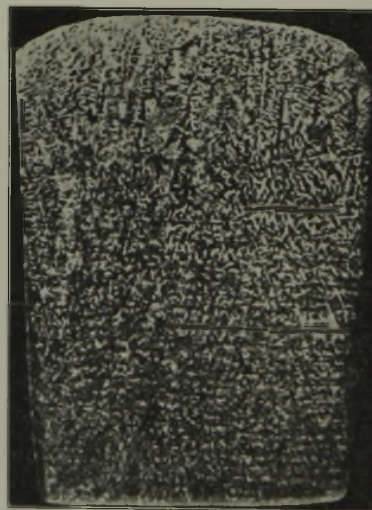
erstarren, wenn die Polyederoberfläche während der Erstarrung der geometrische Ort gleicher Temperatur und Konzentration ist. Sind hingegen Kanten und Eckbezirke geometrische Orte höherer Temperatur und geringerer Konzentration, so entsteht ein Dendrit.

A. Sauveur und C. H. Chou²⁰⁾ zeigen an einem Stahl mit 0,40 % C, 0,70 % Si, 0,85 % Mn, 0,099 % P und 0,043 % S, daß bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 1°/min das dendritische Gefüge verschwindet (Bild 5). Dagegen ist eine schneller durch das Erstarrungsintervall abgekühlte Probe des gleichen Stahles vollständig dendritisch erstarrt (Bild 6).

In diesem Zusammenhang soll ferner auf eine Arbeit von E. Scheil²¹⁾ hingewiesen werden. Darin wird bei Aluminiumschmelzen nachgewiesen, daß das Metall bei einer Gießtemperatur von 700° regellos, bei einer solchen von 900° vollkommen gerichtet erstarrt. Die gleiche Legierung mit einer Gießtemperatur von ebenfalls 900° jedoch in einer vorgewärmten Kokille vergossen, ergab statt der Transkristallisation ein feinkörniges Gefüge.

All das besagt aber nichts anderes, als daß der Wärmefluß und die Abkühlungsgeschwindigkeit maßgeblich sind für das Auftreten einer dendritischen oder globulitischen Primärkristallisation.

Zur Verringerung des Wärmeflusses während der Erstarrung wäre also ein starkes Vorwärmen der Kokille zu empfehlen oder, was dem in seiner Auswirkung gleichkommt, den Stahl entsprechend heiß zu vergießen. Damit



Langsam.



Schnell.

Bild 5 und 6. Langsam und schnell abgekühlte Probeblöckchen.

vermeidet man gleichzeitig die Einschlußgefahr bei matten Schmelzen.

Durch das heißere Vergießen wird infolge des größeren Temperaturunterschiedes zwischen Stahl und Kokille ein schnelleres Aufheizen derselben hervorgerufen. Der zunächst allerdings stärkere Wärmefluß wird jedoch zeitiger vermindert, da das Abheben der Kokille vom Block zu einem Zeitpunkt erfolgt, in dem, durch den höheren Wärmeinhalt des Stahles bedingt, noch ein größerer flüssiger Kern vorhanden ist als bei einem matt vergossenen Block. Nunmehr findet

²⁰⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 1930, S. 100/16; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 706.

²¹⁾ Z. Metallkde. 21 (1929) S. 121/24.

¹⁹⁾ Z. anorg. allg. Chemie 146 (1921) S. 21/41.

E. Wulfert: Die Verminderung von Fehlern in größeren Blöcken aus basischem Siemens-Martin-Stahl.

Blockachse.

Blockachse.



Block-
mitte.

Bild 8. Block I. Gießtemperatur 1610°.

Bild 9. Block II. Gießtemperatur 1555 bis 1560°.

Primärätzung nach J. Kocarek²²). Unter Flüssigkeit aufgenommen.

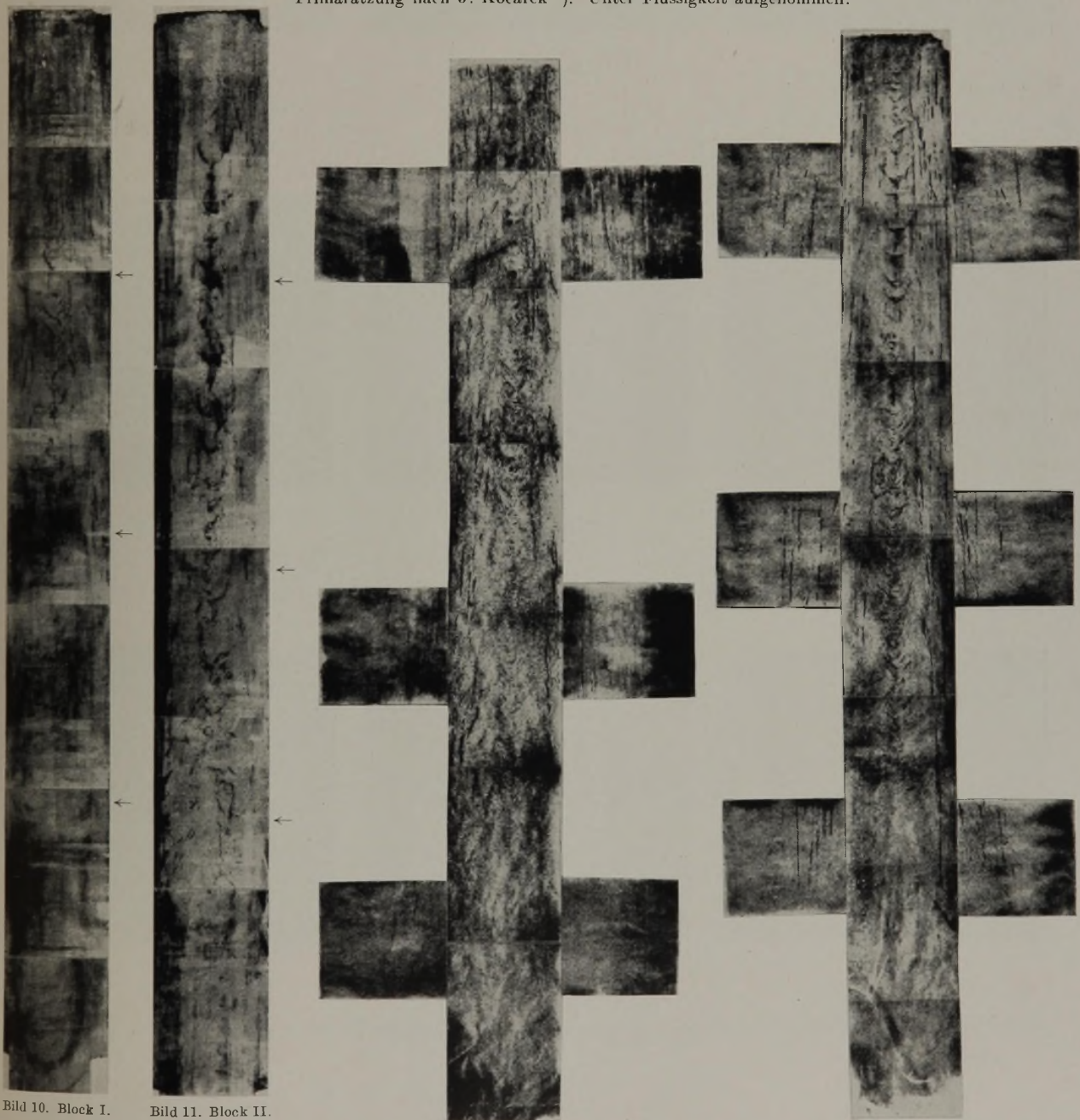


Bild 10. Block I. Rißabdrücke nach Stehr²³). Gießtemperatur 1610°.

Bild 11. Block II. Gießtemperatur 1555 bis 1560°.

Bild 12. Block I. Gießtemperatur 1610°.

Bild 13. Block II. Gießtemperatur 1555 bis 1560°. Schwefelabdrücke.

Bild 12 und 13. Ausbildung der V-Seigerungen und Schattenstreifen in Abhängigkeit von der Gießtemperatur bei Nickelstahl.

* = Stellen, an denen die Probescheiben für die Bilder 14 u. 15 entnommen sind.
Bild 10 und 11. Einfluß der Gießtemperatur auf das Auftreten von



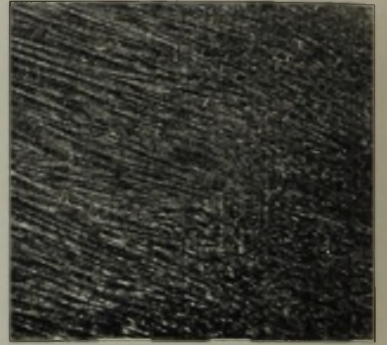
1

Blockachse.



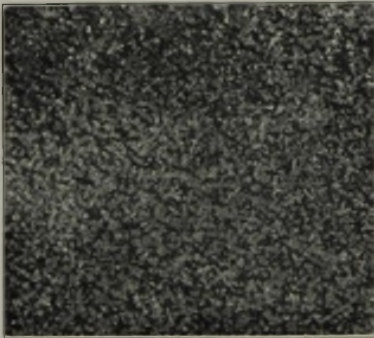
2

Kopfscheibe.

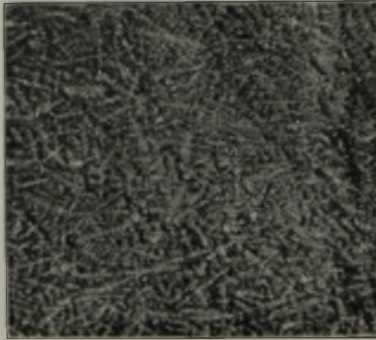


3

Außen.

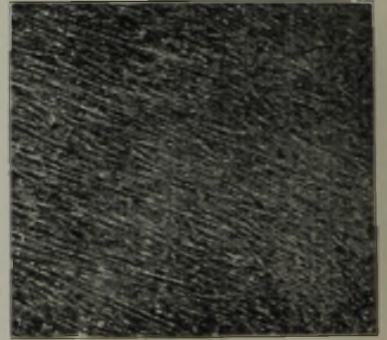


4



5

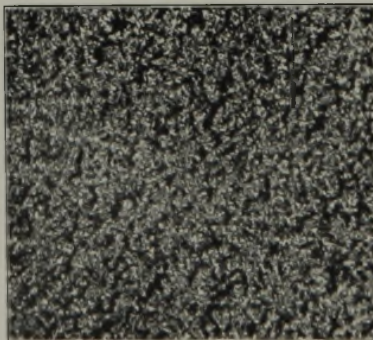
Mittelscheibe.



6

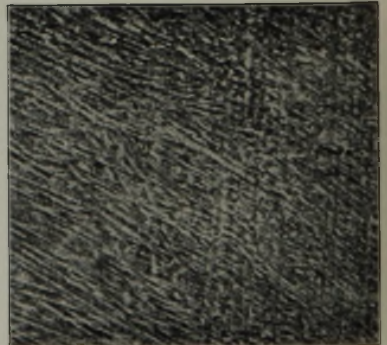


7



8

Fußscheibe.



9

Bild 14. Block I. Gießtemperatur 1610°. Aetzung nach Oberhoffer. (Lage der Proben vergleiche Bilder 10, 11 und 16.)



10

Blockachse.



11

Kopfscheibe.

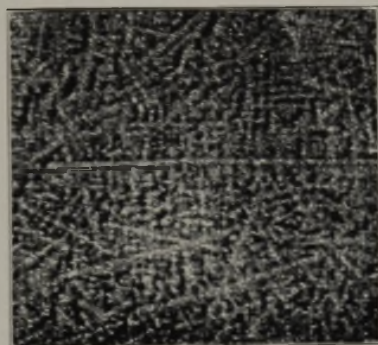


12

Außen.

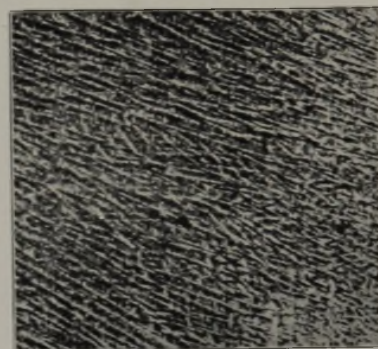


13

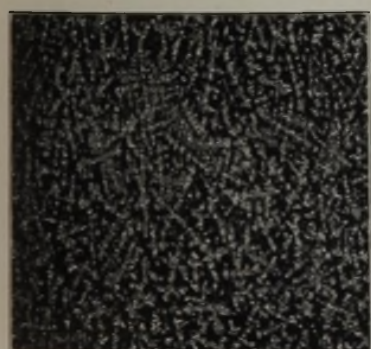


14

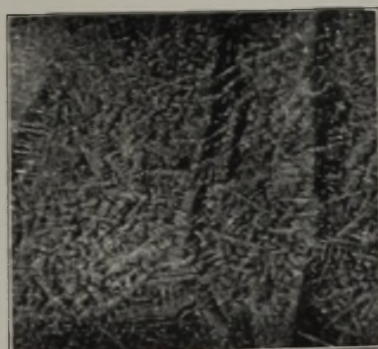
Mittelscheibe.



15

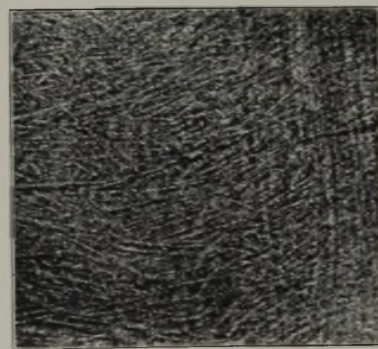


16



17

Fußscheibe.



18

Bild 15. Block II. Gießtemperatur 1555 bis 1560°. Aetzung nach Oberhoffer.

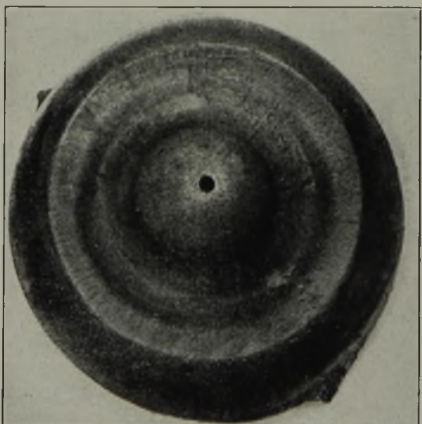
Topfbiegeproben.



Kopfscheibe.



Mittelscheibe.



Fußscheibe.

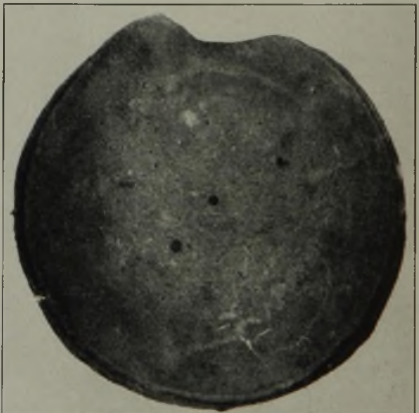


Bild 17. Block I.

Bild 18. Block II.

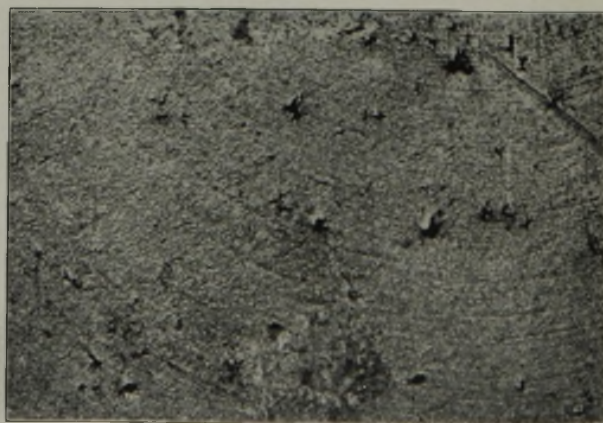


Bild 19. Ausschnitt aus der Mittelscheibe von Block II.
(Ungefähre natürliche Größe der aufgeplatzten Stellen.)

bei stark verringerter Wärmeabfuhr ein Aufheizen der bereits erstarrten Schicht statt. Der flüssige Kern kühlt jedoch weiter ab, und der Wärmefluß verringert sich entsprechend der kleiner werdenden Temperaturunterschiede. Gleichzeitig sinkt aber auch die Kristallisationsgeschwindigkeit und damit die frei werdende Kristallisationswärme. Während bisher die von innen nachfließende gesamte Wärmemenge anscheinend ausreichte, die Schmelztemperatur in der Grenzfläche aufrechtzuerhalten, ist dies jetzt nicht mehr der Fall, so daß eine Unterkühlung und augenblickliche Neubildung von Keimen durch den ganzen restlichen Querschnitt stattfinden kann, und die Voraussetzung für eine globulitische Erstarrung im Blockkern gegeben ist. Bei einem matt vergossenen Block hingegen reicht nach Abheben der Kokille der Wärmehalt des noch flüssigen Teiles scheinbar nicht aus, um durch Aufheizen der schon erstarrten größeren Stahlmenge den Wärmefluß auf ein für die Unterkühlung erforderliches Mindestmaß zu senken. Bevor dies erreicht wird, ist die Erstarrung bereits vollständig. In diese Betrachtungen fügt sich die schon häufig beobachtete günstige Auswirkung dünner Kokillenwandstärken auf den Erstarrungsvorgang gut ein. Auch das bei einigen Werken mit Erfolg durchgeführte elektrische Beheizen der Köpfe bei großen Blöcken dürfte in seiner gütesteigernden Wirkung wenigstens zum Teil auf eine verminderte Abkühlungsgeschwindigkeit zurückzuführen sein.

Da sich bei der Auswertung der Schmelzen wiederum ein deutlicher Einfluß der Gießtemperatur auf Fehlstellen in der Blockachse und somit auf das Blockgefüge herausstellte, wurden die schon von C. Kreuzer vorgenommenen eingehenden Untersuchungen wieder aufgegriffen und durch weitere ergänzt. Eine besondere Veranlassung hierzu gab die Tatsache, daß erst jetzt durch das „Bioprix“ eine wirkliche Beherrschung und richtige Messung der Gießtemperatur gewährleistet war. Die nachfolgenden Darlegungen geben eine erneute Bestätigung der von Kreuzer gemachten Feststellungen.

Zur Durchführung der Versuche wurde je ein 23,5-t-Block mit einer wahren Temperatur von erstens 1610° und zweitens 1555 bis 1560°, die also beide knapp außerhalb der schon angegebenen besten Temperaturgrenze liegen, vergossen. Die Schmelzen für hochbeanspruchte Maschinenbauteile sind durch folgende Angaben näher gekennzeichnet:

Schmelze und Block	C	Si	Mn	P	S	Ni	Schlacke Σ Fe	CaO SiO ₂
	%	%	%	%	%	%	%	
1	0,37	0,28	0,66	0,022	0,026	1,52	6,16	2,22
2	0,38	0,27	0,64	0,013	0,031	1,50	9,44	2,85

Die Blockform ist aus Bild 7 zu ersehen. Nach langsamer Abkühlung wurden die Blöcke in der Längsachse durchgestochen. Je eine Blockhälfte ist auf Innenfehler und Gefügeausbildung untersucht worden.

Die Primärätzung nach J. Kocarek²²⁾ ergab schon einen deutlichen Unterschied zwischen den beiden Blöcken 1 und 2 (Bild 8 und 9, Tafel 2). Die Aufnahmen geben die beiden mittleren Viertel der Schnittflächen wieder. Man sieht, daß bei Block 1 der Kern sauberer und dichter ist, die Schattenstreifen nicht so scharf ausgeprägt sowie zahlenmäßig geringer sind und weiter vom Rande entfernt liegen als bei Block 2 (Bild 9). Noch deutlicher tritt der Unterschied in den Kristallisationshohlstellen vom Kern bei den Bildern 10 und 11 (Rißabdrücke nach H. Stehr²³⁾ hervor.

Das untere Drittel des wärmer vergossenen Blockes ist völlig dicht, nur im mittleren und oberen Drittel sind feine Risse und Hohlstellen zu erkennen. Dagegen reichen sie in dem matt vergossenen Block tiefer herunter, sind im ganzen zahlreicher und wesentlich stärker ausgebildet.

Hierbei sei auf eine Arbeit von E. Maurer und H. Gummert²⁴⁾ verwiesen, die feststellten, daß große Blöcke bei nur geringer Verschmiedung teilweise Risse und Hohlstellen hatten, während diese bei stärkerer Verschmiedung nicht auftraten. Aus dieser Tatsache und den eigenen Erfahrungen geht hervor, daß die metallisch blanken Hohlräume bei hinreichender Verschmiedung verschweißen. Der Stahlwerker muß daher unbedingt versuchen, durch geeignete Maßnahmen auf jedem Fall schon einen möglichst dichten Rohblock herzustellen.

Die stark verkleinert dargestellten Schwefelabdrücke der Blockhälften lassen keinen besonders deutlichen Unterschied erkennen (Abmessungen des Blockes s. Bild 7). Aus ihnen ist jedoch ebenfalls zu entnehmen, daß die Schattenstreifen des wärmer vergossenen Blockes wesentlich günstiger sind (Bild 12 und 13). Der Grund hierfür dürfte in den nachfolgend gezeigten unterschiedlichen Primärgefügen liegen. Aus den Originalabzügen war jedoch klar zu ersehen, daß sich die

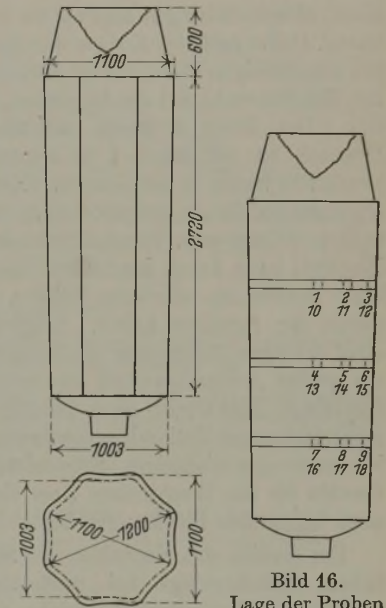


Bild 7. Abmessungen des 23,5-t-Blockes.

Bild 16. Lage der Proben im Block. (Bild 14 u. 15.)

Fehlstellen im Bereich dendritischer Primärkristallbildung befinden. Im globulitischen Teil der Blockkerne sind keine oder nur sehr feine Risse festzustellen. Um dies noch deutlicher hervorzuheben, wurden in gleichen Abständen drei Scheiben aus den Blockhälften herausgestochen und bei etwa 300° in der Mitte gebrochen. Aber auch diese Blaubruchprobe gab noch kein befriedigendes Bild über die Gefügeausbildung vom Kern bis zum Rande des Blockes, wie es sonst häufig der Fall ist. Daher wurde aus den Bruchflächen an den Enden sowie in der Mitte je ein kleines Probestück entnommen, geschlichtet, poliert und nach Oberhoffer geätzt. Diese Schliffbilder geben nun ein klares Bild des unterschiedlichen Primärgefüges beider Blöcke in den verschiedenen Höhen- und Seitenlagen (Bild 14 und 15, Tafel 3 und 4). Die Lage der einzelnen Stücke im Block ist aus den Zeichnungen der Bilder sowie aus Bild 16 zu ersehen. Durch Vergleich der Bilder des Gefügebauaus mit denen der Rißabdrücke ist wiederum der Beweis erbracht, daß das Auftreten stärkerer Fehlstellen in der Blockachse eng an das Vorhandensein eines dendritischen Primärgefüges gebunden ist.

²²⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1682/83.

²³⁾ Wärme 53 (1930) S. 730/31.

²⁴⁾ Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1282/89 u. 1309/20 (Stahlw.-Aussch. 287 u. Werkstoffaussch. 288).

Abschließend kann über die Wirksamkeit der drei Einflußgrößen Gesamt-Eisengehalt der Schlacke, Entkohlungsgeschwindigkeit und Gießtemperatur folgendes gesagt werden.

Bei der Schmelze des Blockes 1 waren die Entkohlungsgeschwindigkeit mit 0,45 % C/h in den letzten 40 min und mit 0,36 % C/h in den letzten 10 min vor dem Fertigmachen gegenüber 0,25 und 0,21 % C/h bei der des Blockes 2 und der Gesamt-Eisengehalt mit 6,16 gegenüber 9,44 % gemäß den bisherigen Ausführungen sehr ungünstig gehalten worden. Beim Vergießen des Blockes 1 machte sich, den Angaben über die Auswirkung einer schnellen Entkohlung entsprechend, eine ungewöhnlich starke Gasabgabe bemerkbar. Der Stahl kochte während der gesamten Gießdauer sehr heftig sowohl an der Kokillen- als auch an der Haubenwand, obwohl beide gut angewärmt und vollständig trocken waren. Daher muß das Kochen durch starke Gasentwicklung aus dem flüssigen Stahl, infolge der abschreckenden Wirkung der Kokillenwand auf die Randzone, hervorgerufen worden sein. Der Block 2 wurde vollständig ruhig vergossen. Dennoch ist der Block 1 in seinem inneren Gefüge als wesentlich besser zu bezeichnen. Dieser Unterschied dürfte eindeutig auf die als geeigneter anzusehende Gießtemperatur zurückzuführen sein. Das Auftreten der Dendriten im oberen Blockteil kann durch den hohen Gasgehalt des Stahles bedingt worden sein oder seine Ursache in dem geringen Eisengehalt der Schlacke haben. Folglich ist der Einstellung einer richtigen Temperatur des Stahles beim Schmelzverlauf die größte Aufmerksamkeit zuzuwenden. Wenn dazu die sorgfältige Einhaltung einer günstigsten Schlackenzusammensetzung und Entkohlungsgeschwindigkeit beachtet wird, ist nach den bisherigen Kenntnissen die größtmögliche Gewähr für das Erschmelzen einer einwandfreien Stahlgüte auch bei großen Blöcken gegeben.

Um endlich das Verhalten der Stähle mit unterschiedlichem Primärgefüge bei mechanischer Beanspruchung während der Formgebung zu prüfen, sind mit je drei weiteren Scheiben aus den noch vorhandenen ganzen Blockhälften sogenannte Topfbiegeproben durchgeführt worden. Diese Probenart ist mit dem Tiefziehaufweitungsversuch zur Prüfung von Blechen zu vergleichen.

Die Scheiben wurden bei Schmiedetemperatur auf eine Matrize mit kreisrunder Öffnung gelegt und unter der 2000-t-Pressen mit einem Dorn gleich tief eingedrückt. Diese topfähnlichen Gebilde sind sodann kräftig gebeizt worden,

um etwaige durch die Verformung hervorgerufene Fehlstellen einwandfrei feststellen zu können. Bei den Scheiben mit globulitischem Gefüge ist die Außenhaut nur an wenigen Stellen leicht aufgeplatzt, während die mit dendritischem Gefüge in der gesamten Ausbuchtung zahlreiche stärkere Aufplatzungen und zudem von diesen ausgehende kleine Risse aufweisen. Die *Bilder 17 bis 19* (Tafel 5) zeigen den Unterschied der einzelnen Scheiben, die den gleichen Stellen im Block entnommen wurden, wie schon in *Bild 16* angedeutet worden ist.

Auch diese mechanische Prüfung weist auf die Bedeutung des Gefügebauaufbaues im Robblock hin und zeigt wiederum die Überlegenheit des globulitischen gegenüber dem dendritischen Primärgefüge.

Zum Abschluß sei an dieser Stelle besonders darauf hingewiesen, daß mit dem Farbpyrometer „Bioptix“, bei richtiger und zielbewußter Handhabung, dem Stahlwerker ein äußerst wichtiges Hilfsmittel zur Erschmelzung hochwertiger Stähle gegeben wurde. Ihm sind in verhältnismäßig kurzer Zeit schon manche wertvolle Ergebnisse zu verdanken.

Zusammenfassung.

Durch Auswertung zahlreicher Schmelzen für hochwertige Schmiedestücke aus größeren Blockgewichten wird eine Abhängigkeit bei in der Längsachse auftretenden Fehlern von dem Gesamt-Eisengehalt der Endschlacken, der Entkohlungsgeschwindigkeit und der Gießtemperatur des Stahles festgestellt. Zur Vermeidung derselben soll der Gesamt-Eisengehalt der Schlacke möglichst zwischen 8 und 10 % liegen, die Entkohlungsgeschwindigkeit 0,27 % C/h nicht überschreiten und die wahre Gießtemperatur 1570 bis 1600° betragen.

Die Entkohlungsgeschwindigkeit ist weitgehend von der Wärmezufuhr während des Kochens der Schmelzen abhängig und daher durch Gasmengenreglung in dieser Zeit richtunggebend zu beeinflussen.

Die Auswirkung verschieden hoher Gießtemperaturen auf das Primärgefüge von Blöcken wird dargelegt. Rohblöcke mit dendritischem Primärgefüge im Blockkern zeigen Fehlstellen in der Blockachse. Das Einhalten der schon erwähnten Gießtemperatur unterdrückt infolge geeigneter Abkühlungsbedingungen die dendritische zugunsten einer globulitischen Erstarrung. In diesem Fall entstehen keine Innenfehler im Blockkern, oder sie sind so unbedeutend, daß sie schon bei geringer, sachgemäßer Verschmiedung verschwinden.

*

*

An den Vortrag schloß sich folgende Erörterung an.

K. Guthmann, Düsseldorf: Die Ausführungen von Herrn Wulfert über die im Stahlwerksbetrieb durchgeführte weitgehende Schmelzüberwachung mit Hilfe des Farbpyrometers Bioptix sind sehr zu begrüßen. Sie bedeuten eine Ausweitung der schon von C. Kreuzer¹⁾ angegebenen Auswertung derartiger Messungen in gutemäßiger Hinsicht, die von G. Naeser²⁵⁾ in seinem Bericht über Ausschußverminderung durch Strahlungsmessungen in Schmelzbetrieben mit dem Farb-Helligkeits-Pyrometer Bioptix wissenschaftlich unterbaut wurden.

Zu diesen Ausführungen, wie auch zu der schon öfter erörterten Frage der verschiedenen Höhe der Gießtemperaturen von Schmiedeblocken, ist grundsätzlich folgendes zu sagen: Durch sehr umfangreiche Messungen, die von der „Energie- und Betriebswirtschaftsstelle Düsseldorf“ in den letzten Jahren in den Stahlwerksbetrieben des Saargebietes, des Ruhrbezirks, in Mitteldeutschland und in Oberschlesien sowie kürzlich auch in den Stahlwerksbetrieben der Ostmark durchgeführt worden sind, ergaben sich durchaus allgemeingültige und eindeutige Beziehungen für die Temperaturverhältnisse basischer Siemens-Martin-Schmelzen. In *Bild 20* sind diese Beziehungen der wahren

Temperatur in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im Fertigstahl wiedergegeben. Der Bereich für Gehalte bis etwa 0,50 % C umfaßt die Untersuchungen in deutschen Stahlwerksbetrieben mit dem Farbpyrometer, während die Angaben für die Stähle über 0,6 % C neuere amerikanische Messungen sind, die ebenfalls die wahre Temperatur angeben. Jedoch wurden diese Messungen mit dem Kohlenstoff-Siliziumkarbid-Thermoelement von Fitterer durchgeführt. Danach liegen die Abstichtemperaturen etwa im Bereich zwischen 1730 und 1690°, in etwa gleicher Höhe liegen die Temperaturen der Löffelproben unmittelbar vor dem Abstich. Die Kenntnis der wahren Abstichtemperatur ist von besonderem Wert, wenn nach dem Mangan-Reduktionsverfahren gearbeitet wird, da die Gesamttemperaturhöhe im Oberofen in diesem Fall um etwa 20 bis 40° höher liegt. Hieraus ergeben sich die Anforderungen an die Zustellung der Oefen, was gerade mit Rücksicht auf die Verwendung von Chrom-Magnesit-Steinen von besonderer Bedeutung ist. Es sei hierzu noch bemerkt, daß nach früheren Messungen die Erweichung des Silikasteins bei etwa 1700 bis 1710° beginnt, während der Chrom-Magnesit-Stein Temperaturen von 1770 bis 1790° aushält. Bei der Vielzahl der Messungen waren nur wenige Ausnahmen festzustellen, bei denen die Ofentemperaturen um etwa 30 bis 40°, bedingt durch besondere Betriebsverhältnisse, niedriger lagen.

²⁵⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 592/98 (Wärmestelle 268).

Die Gießtemperaturen liegen im Bereich zwischen 1620 und 1580° für Stähle bis 0,50 % C, d. h. etwa 90 bis 100° über der Linie des Erstarrungsbeginns unlegierter Stähle (Liquiduslinie). Die Einhaltung dieser Temperatur ist durch die allgemeingültigen Gießbedingungen, insbesondere die erforderliche Ueberhitzung und Schmelzflüssigkeit des Stahles gegeben. Auch hier waren nur gelegentliche Abweichungen von diesen geradezu als Norm geltenden Temperaturen festzustellen. So werden selbstverständlich kleinere Blockgewichte und Sonderguß mit einer um etwa 30 bis 50° höheren Temperatur vergossen, während andererseits auf einigen Werken Schmiedeblocke größeren Gewichtes mit einer um 30 bis 40° unter dieser Gießkurve liegenden Temperatur vergossen werden, wobei sicher betriebliche Verhältnisse wie auch vielleicht die Erreichung eines feinen Kornes eine wesentliche Rolle spielen. Bemerkenswert ist, daß auch die Amerikaner mittels Thermoelementen ähnliche Temperaturwerte festgestellt haben, wie das Ergebnis einer amerikanischen Rundfrage aus dem Jahre 1936 auf 25 nordamerikanischen Stahlwerken beweist. Auch die im Schaubild wiedergegebenen amerikanischen Temperaturmessungen bestätigen durchaus dieses Ergebnis in den deutschen Stahlwerksbetrieben: Auch hier lagen die günstigsten Schmelzergebnisse bei Gießtemperaturen, die etwa 80 bis 100° über der Liquiduslinie lagen. Die Schmelzen A und B wurden wesentlich zu heiß vergossen; die Gießtemperaturen lagen 168 oder 210° über der Liquiduslinie. Die Blöcke mußten wegen zahlloser Randblasen verschrottet werden. Auch die Schmelze C war wesentlich zu heiß vergossen worden; die Gießtemperatur lag 176° über der Liquiduslinie. Im Gegensatz dazu war die Schmelze D wesentlich zu kalt. Sie wurde wegen zahlreicher Oberflächenfehler verschrottet. Ausgezeichnet waren dagegen die Schmelzen, die etwa 90° über der Liquiduslinie lagen, wie z. B. Schmelze E, F und G. Sehr bemerkenswert ist die in dem amerikanischen Bericht niedergelegte Feststellung, daß es bei allen Schmelzen unmöglich war, aus der mit Glühfadenspyrometern ermittelten Temperatur irgendeine Beziehung metallurgischer Art abzuleiten. Die optisch gemessenen Temperaturen der verschrotteten Schmelzen zeigten mit den guten Schmelzen keinerlei metallurgische Vergleichsmöglichkeiten. Schmelzen, die nach der wahren Temperaturmessung mit Thermoelementen und der späteren Untersuchung als einwandfrei zu heiß festgestellt wurden, wurden nach der Glühfadenspyrometermessung zu vermeintlich normalen Temperaturen abgestochen. So zeigte beispielsweise auch die Schmelze D mit dem Glühfadenspyrometer eine vorgetäuschte viel höhere Temperatur als der Wirklichkeit entsprach.

In diesem Zusammenhang sind auch die Ergebnisse des englischen „Unterausschusses für Temperaturmessungen an flüssigem Stahl“ (Jahresbericht 1938) bemerkenswert. Es handelte sich um sehr kostspielige Tauch-Thermoelement-Messungen, wobei durch Vergleich der Meßergebnisse zwischen der wahren, mit dem Thermoelement und der mit dem Glühfadenspyrometer ermittelten Temperatur versucht werden sollte, Unterlagen über das Strahlungsvermögen und damit über metallurgische Beziehungen zu erhalten. Da die Ermittlung dieser Zusammenhänge nach dem englischen Bericht nicht nur von praktischem Wert bei den Messungen selbst ist, sondern vor allem auch das Fortschreiten der Reaktion im Stahlbad, wie überhaupt den Verlauf der Schmelze zu erkennen ermöglicht, soll dieser Frage in dem englischen Unterausschuß in Zukunft besondere Aufmerksamkeit geschenkt werden.

In diesem Zusammenhang ist das Ergebnis von Messungen der Gießtemperatur zur Ermittlung der Abhängigkeit der Kokillenhaltbarkeit von der Gießtemperatur nicht ohne Wert. Die auf verschiedenen Werken mit dem Glühfadenspyrometer ermittelten Gießtemperaturen zeigten, wie aus Bild 21

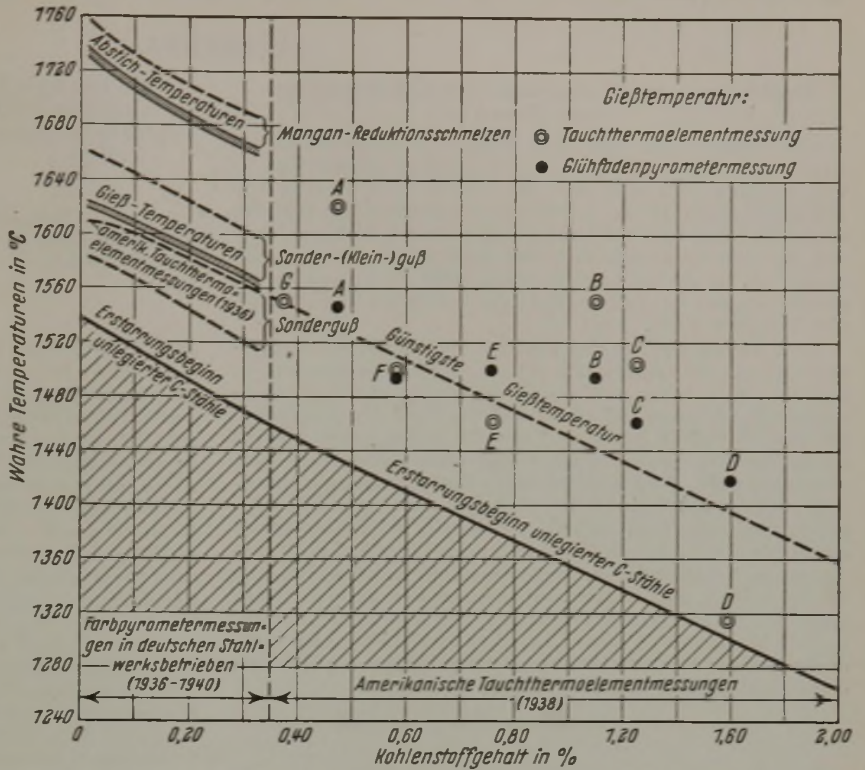


Bild 20. Wahre Abstich- und Gießtemperaturen von Siemens-Martin-Stahlschmelzen (Ergebnisse deutscher und amerikanischer Messungen).

hervorgeht, keinerlei Abhängigkeit, so daß durch diese optische Messung die Lösung der Frage unmöglich war. Andererseits lagen aber von einigen Stahlwerksbetrieben Farbpyrometermessungen vor, die, wie der obere Teil von Bild 21 zeigt, eine durchaus ein-

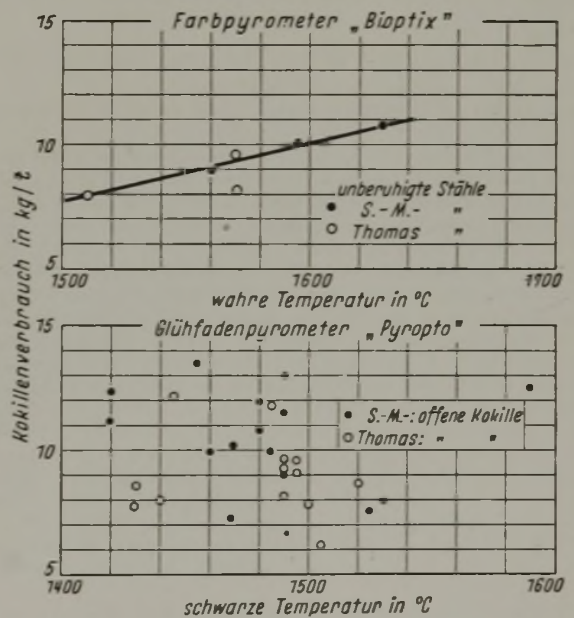


Bild 21. Kokillenverbrauch und Gießtemperaturen.

deutige Abhängigkeit der Kokillenhaltbarkeit von der Höhe der Gießtemperatur²⁶⁾ aufweisen. Diese Gegenüberstellung zeigt, wie auch für verschiedene andere Aufgaben im Stahlwerksbetrieb die Messung mit dem Farbpyrometer zu einer sehr schnellen und für den Betrieb manchmal recht wichtigen Lösung führen kann.

²⁶⁾ Ristow, A.: Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 401/04 u. 427/33 (Stahlw.-Aussch. 367).

Umschau.

Reduktion von Eisenerzen durch Kohlenoxyd unter Druck.

M. Tenenbaum und T. L. Joseph¹⁾ untersuchten den Einfluß des Druckes auf die Zerfallsgeschwindigkeit von Kohlenoxyd und die Reduktion von Eisenerzen mit verschiedenen Gasen. Die Reduktion vollzieht sich zunächst an der Oberfläche des Erzstückes, jede weitere Umsetzung hängt von der Diffusionsmöglichkeit der gasförmigen Reaktionsteilnehmer ab. In diesem Zusammenhang spielt die Adsorption des Reduktionsgases an der Oberfläche der beteiligten festen Phasen eine besondere Rolle.

Die Verfasser setzen sich zunächst mit dem Kohlenoxydzerfall nach der Gleichung $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{C} + \text{CO}_2$ auseinander. Sie bestätigen die bereits von W. Baukloh und Mitarbeitern²⁾ gemachte Feststellung, daß die Kohlenstoffabscheidung zwischen 500 und 600° einen Höchstwert erreicht, der in engen Grenzen durch die Versuchsbedingungen und die verwendeten Erze schwanken kann. Diese Kohlenstoffabscheidung vermag im Hochofen die Ursache für ein starkes Ansteigen des Gasdruckes abzugeben. Steigende Temperatur und steigender Kohlensäuregehalt setzen die Kohlenstoffabscheidung herab. Eingehendere Untersuchungen in dieser Richtung wurden von W. Baukloh und E. Spetzler³⁾ durchgeführt. Mit steigendem äußeren Druck steigt die Kohlenstoffabscheidung an. Der Einfluß des Druckes wurde leider nur bis zu einem Druck von 2 ata verfolgt; innerhalb dieses Gebietes bewirkt eine Verdopplung des Druckes eine Verdopplung der Kohlenstoffabscheidung.

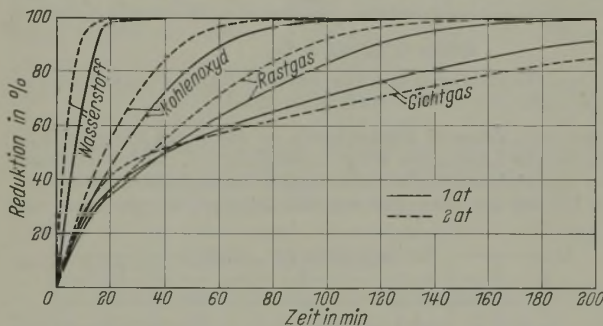


Bild 1. Einfluß des Druckes verschiedener Gase auf die Reduktionszeit bei 1000°.

Die Reduktionsversuche mit Eisenerz wurden bei 1000° mit drei verschiedenen Gasen durchgeführt: reinem Kohlenoxyd, einem Stickstoff-Kohlenoxyd-Gemisch mit 35% CO und 65% N₂, das etwa der in der Rast herrschenden Gasatmosphäre entspricht, und Hochofengichtgas mit 28,4% CO, 8,2% CO₂ und 63,2% N₂. Die Versuchsergebnisse sind in Bild 1 zusammengefaßt. Bezogen auf die Zeit, die bei 1000° für eine 90prozentige Reduktion erforderlich ist, ergab sich bei der Verdopplung des Druckes der Reduktionsgase folgende Zeitersparnis: bei der Reduktion mit Wasserstoff 40%, Kohlenoxyd 23%, Rastgas 20%. Im Gegensatz zu diesen Ergebnissen steht der Einfluß des Druckes auf die Reduktionsgeschwindigkeit bei der Reduktion mit Gichtgas, die unter den gleichen Bedingungen mit einer Herabsetzung von etwa 24% verbunden war. Zwar konnte anfangs auch hier eine vorübergehende Steigerung der Reduktionsgeschwindigkeit beobachtet werden, die mit der Zeit aber merklich kleiner wurde. Eine eindeutige Erklärung für dieses Ergebnis wurde nicht gegeben. Die Verfasser nehmen an, daß der Einfluß des Druckes geringer wird, wenn sich die Gaszusammensetzung der Gleichgewichtszusammensetzung nähert.

Im weiteren Verlauf der Ausführungen wird versucht, die Versuchsergebnisse einer kinetischen Betrachtung zu unterziehen. Der Kohlenoxydzerfall und die Reduktion der Eisenerze sind heterogene Reaktionen, deren eigentlicher Reaktionsort die Grenzfläche zwischen Gas und Bodenkörper ist. Der Bodenkörper wird von einer Adsorptionsschicht umgeben, deren Zusammensetzung und Druck durch das das Erz umspülende Gas geregelt werden kann. Es wird angenommen, daß im Hochofenschacht das Gleichgewicht zwischen der Gasphase und den adsorbierten Molekülen schnell erreicht wird.

¹⁾ Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1134, 48 S., Metals Techn. 6 (1939) Nr. 8.

²⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 223/26; Chem. Fabrik 13 (1940) S. 101/04; Metallwirtsch. 19 (1940) S. 463/70.

³⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 223/26.

J. Langmuir¹⁾ gibt die Beziehung zwischen äußerem Gasdruck und dem vom Gas besetzten Teil der Oberfläche des Bodenkörpers in der Form

$$\sigma = \frac{k_1 p}{k_2 + k_1 p} \quad (1)$$

Für den Fall, daß die adsorbierte Gasmenge noch weit vom Sättigungsgehalt der Oberfläche entfernt ist, gilt angenähert folgende Beziehung

$$\sigma = \frac{k_1}{k_2} \cdot p; \quad (2)$$

darin ist σ der durch die Gasmoleküle besetzte Teil der Oberfläche, p der äußere Druck, k_1 und k_2 Konstanten, die aus den Versuchsunterlagen bestimmt werden müssen. Daraus geht hervor, daß der Teil der Oberfläche, der mit adsorbierten Gasmolekülen besetzt ist, dem äußeren Druck unmittelbar verhältnismäßig ist. Demnach wird die Reaktionsgeschwindigkeit derjenigen Reaktionen, die sich in der Adsorptionsschicht abspielen, unter diesen Verhältnissen ebenfalls dem äußeren Druck verhältnismäßig sein. Wenn die ganze Oberfläche dagegen nahezu besetzt ist, so wird die Reaktionsgeschwindigkeit unveränderlich, d. h. unabhängig vom Druck werden. Somit gilt für Reaktionen dieser Art ganz allgemein, daß nicht die Konzentration der Gasphase schlechthin verantwortlich für den Ablauf einer heterogenen Reaktion ist, sondern nur soweit als sie die Konzentration der in der Adsorptionsschicht vorhandenen Gasmoleküle bestimmt.

Für den Fall des Kohlenoxydzerfalls handelt es sich um eine bimolekulare Reaktion, welche durch die oben gekennzeichneten Vorgänge, d. h. durch den Anteil des von der Oberfläche des Bodenkörpers adsorbierten Kohlenoxyds bestimmt wird.

Aus der Gleichung 1 ergibt sich für die Abscheidungs- geschwindigkeit des Kohlenstoffs

$$\frac{dC}{dt} = k \left(\frac{k_1 \cdot p}{k_2 + k_1 p} \right)^2 = \frac{k \cdot p^2}{(1 + b p)^2}; \quad (3)$$

k und b sind Festwerte. Angenähert kann dieser Ausdruck wiedergegeben werden durch die Gleichung

$$\frac{dC}{dt} = k \cdot p \frac{2}{n}, \quad (4)$$

worin n einen Wert annimmt, der größer als 1 ist. Diese Beziehung befindet sich im Einklang mit den vorliegenden Versuchsergebnissen, wonach mit doppeltem äußeren Druck eine Verdopplung der Kohlenstoffabscheidung gefunden wurde; n muß unter diesen Verhältnissen nahezu = 2 werden. Die Adsorption von Kohlensäure kann hier unberücksichtigt bleiben, da der äußere Kohlensäuredruck durch das ständig nachströmende Kohlenoxyd sehr gering gehalten wird.

In ähnlicher Weise behandeln die Verfasser die Reduktion von Eisenerz mit anderen reduzierenden Gasen, wobei jedoch nunmehr zu berücksichtigen ist, daß sich die Verhältnisse besonders bei der Betrachtung mit Hochofengas insofern wesentlich schwieriger gestalten, als neben der Adsorption von Kohlenoxyd hier noch diejenige von Kohlensäure und Stickstoff zu berücksichtigen ist. Der verschiedene Grad der Adsorption der einzelnen Gasbestandteile drückt sich durch die Größe von n aus. Die Versuchsergebnisse mit Hochofengas zeigten, daß n hier kleiner als 1 ist. Stickstoff wird nur wenig adsorbiert, er wirkt nur insofern, als er den Teildruck der Reduktionsgase herabsetzt.

Bei der vorliegenden kinetischen Auswertung der Versuchsergebnisse kann es sich, wie das auch die Verfasser betonen, nur um rohe Annäherungen handeln, da die Verhältnisse in Wirklichkeit sehr verwickelt und mannigfaltig sind, so daß die einzelnen Einflußgrößen nicht alle erfaßt werden können.

Walter Baukloh.

Entzundern von gezogenen, geschweißten oder geschmiedeten Rohren.

Stahlrohre können durch Beizen oder durch Sandstrahlen vom Walzzunder befreit werden. Das Beizverfahren ist neben sonstigen bekannten Nachteilen zeitraubend, unsauber und für längere Rohre wegen der notwendigen Größe der Beizbottiche platzraubend und kostspielig. Das Sandstrahlen bietet in den Fällen, in denen später ein Anstrich erfolgen soll, einen gewissen Vorteil, weil die aufgeraute Oberfläche eine innige Verbindung zwischen Anstrichmittel und Metall begünstigt. Besonders vor-

¹⁾ J. Amer. Chem. Soc. 38 (1916) S. 2271/95; vgl. Chem. Zbl. 88 (1917) I, S. 470/71.

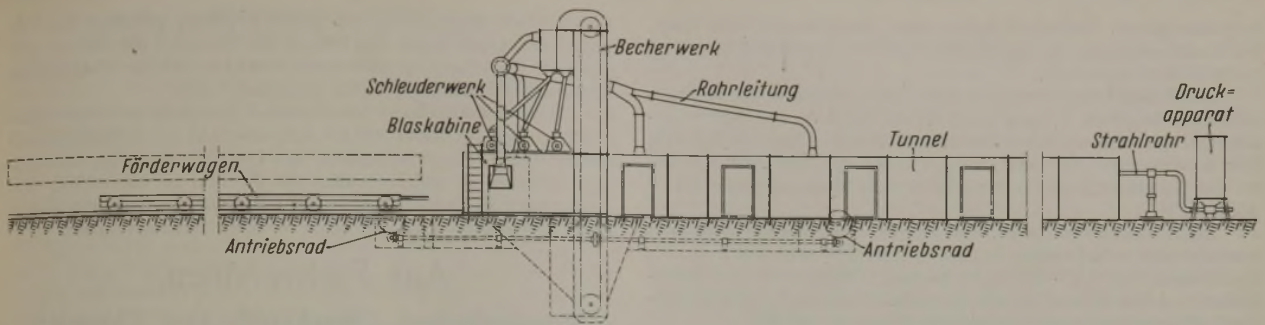


Bild 1. Anlage zum Entzundern von Röhren.

teilhaft ist in diesem Sinne die Verwendung von Stahlsand als Putzmittel. Eine Voraussetzung für das wirtschaftliche Sandstrahlen ist jedoch eine zweckmäßige Sandstrahlanlage, um Röhre von verschiedenen Durchmessern und Längen innen und außen in einem Arbeitsgang strahlen zu können. Nachstehend soll eine solche Sondereinrichtung beschrieben werden, die eine der ersten ihrer Art sein dürfte.

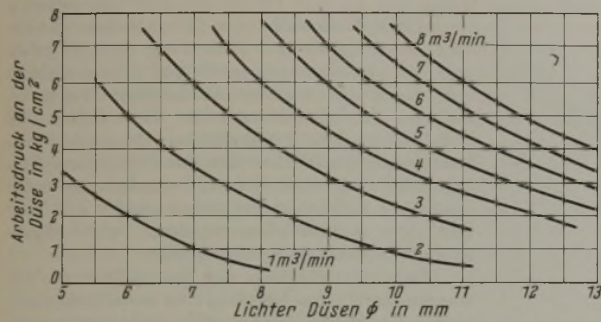


Bild 2. Druckabfall der Sandstrahl Düsen bei gleichbleibender Ansaugleistung des Verdichters und steigendem Düsendurchmesser.

Neuartig an dieser Anlage ist, daß ein kombiniertes Verfahren angewendet wurde. Das Außenstrahlen erfolgt mittels Schleuderräder, das Innenstrahlen mit Düsen-Druckluftbetrieb. Die Arbeitsweise einer solchen Anlage ist folgende (vgl. Bild 1).

Die zu strahlenden Röhre werden auf einen Transportwagen gelegt, auf dem die Röhre während des Strahlvorganges dauernd um die Längsachse gedreht werden. Der Transportwagen wird durch die Blaskabine in den Tunnel gefahren. Die Vorschubbewegung des Wagens wird über ein stufenlos regelbares Getriebe eingeleitet. Vor und hinter der Blaskabine sind Zahnradvorgelege eingebaut; unterhalb der Wagenachsen ist eine Zahnstange befestigt. Sobald der Wagen bis zum Ende der Kabine durchgedrückt ist, wird er dort von dem Zahnradvorgelege übernommen und weiterbewegt. Das gleiche erfolgt selbstverständlich auch bei der Rückwärtsbewegung. Der Vorteil dieser Bauart besteht darin, daß sich innerhalb der Blaskabine für die Wagenbewegung keine umlaufenden Teile befinden. Bei der Wagenfahrt werden die Strahlrohre samt Düsen in die zu strahlenden Röhre eingeführt. Die Strahlrohre sind in dem Ständer hinter dem Tunnel fest gelagert; außerdem ruhen sie auf ausschwenkbaren Tragarmen, die sich im Innern des Tunnels befinden. Diese geben bei der Wageneinfahrt die Strahlrohre frei und nehmen sie bei der Wagenausfahrt selbsttätig wieder auf. Außerdem stützen sich die Strahlrohre während des Strahlvorganges auf mehrere Stützlauffetten, so daß die Lage der Düsen dem jeweiligen Rohrdurchmesser so günstig wie möglich angepaßt werden kann. Die Speisung der Düsen erfolgt durch ein Drucksandstrahlgebläse, das im vorliegenden Falle mit 4,5 atü Betriebsdruck arbeitet. Die Außenbestrahlung erfolgt durch Schleuderräder, die auf der Blaskabine angeordnet sind. Die Anzahl richtet sich nach der Zahl der zu strahlenden Röhre und der erforderlichen Leistung. In dem Ausführungsbeispiel sind 6 Stück vorgesehen. Die Strahlung erfolgt bei der Ausfahrt der Wagen. Der beim Außenstrahlen abfallende Sand fällt in eine Grube unterhalb der Blaskabine. Seitlich an der Blaskabine ist die Sandaufbereitung angeordnet, bestehend aus Becherwerken mit vorgebautem Sieb mit Windsichtern. Die Becherwerke heben den Sand aus der Grube, werfen ihn in die vorgebauten Sichter, von denen er, von Staub und Unrat

befreit, den Schleuderrädern zu neuer Strahlarbeit zugeführt wird. Der beim Innenstrahlen von den Düsen ausgeblasene Sand bleibt im Innern der Röhre liegen. Nachdem das Rohr fertig gestrahlt ist, wird es vom Wagen gehoben, auf einen Rollgang abgesetzt und durch einseitiges Anheben in ein Sandgefäß entleert. Dieses Sandgefäß steht in Verbindung mit dem vorhergenannten Becherwerk. Gesichteter Sand wird durch ein Sandtransportgefäß mittels Kranes dem Druckapparat wieder zugeführt.

Die Begleiterscheinung des Strahlens ist Spritzsand und Staub. Gegen das Austreten von Spritzsand sind an der Blaskabine mehrere Gummischleusen angebracht. Der Staub, entstanden aus dem Walzunder und dem Abrieb, wird mit einem Ventilator durch Rohrleitungen an mehreren Stellen des Tunnels abgesaugt, über ein Taschenfilter geleitet und gereinigt. Zur Ueberwachung der Anlage sind in dem Tunnel mehrere Einsteigtüren vorgesehen, außerdem Steigleitern zu der Blaskabine und den Becherwerken.

Mit Hilfe dieser Einrichtung und unter Anwendung von Stahlsand als Putzmittel können Stahlrohre von 40 bis 600 mm Dmr. bis zu einer Länge von 15 m, durch Anbringen von Hilfseinrichtungen auch abgesetzte Maste und Vierkantrohre gestrahlt werden. Bis zu einem Rohrdurchmesser von 350 mm werden zwei Röhre in einem Arbeitsgang innen und außen gestrahlt, von 350 bis 600 mm Dmr. ein Rohr. Die Erfahrung hat jedoch

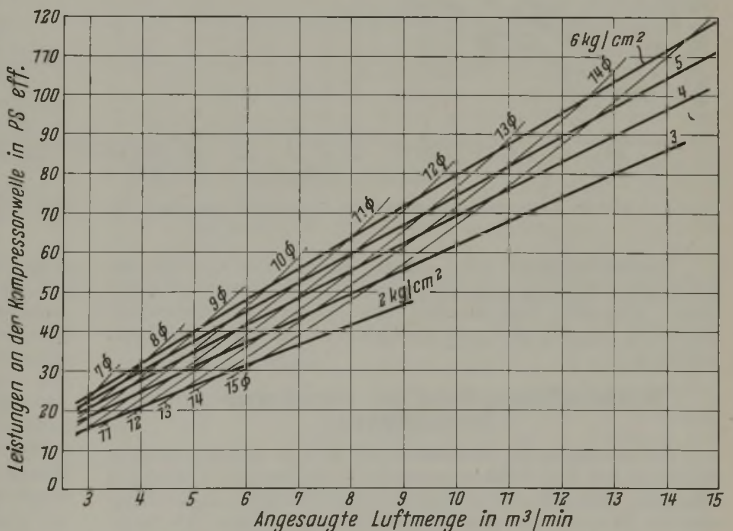


Bild 3. Luft- und Kraftbedarf der Sandstrahl Düsen von 7 bis 15 mm Dmr. bei Drücken von 2 bis 6 atü.

gezeigt, daß es ratsam erscheint, solche Anlagen nicht zu vielseitig zu bauen. Es empfiehlt sich daher, etwa folgende Abstufungen zu wählen:

- Röhre von 100 bis 500 mm Dmr. in einer Anlage,
- Röhre von 500 bis 900 mm Dmr. in einer Anlage,
- Röhre von 900 bis 1300 mm Dmr. in einer Anlage,
- Röhre von 1300 bis 1700 mm Dmr. in einer Anlage.

Einer der Hauptvorteile des Verfahrens liegt darin, daß der Kraftbedarf gegenüber reinem Preßluftbetrieb bedeutend geringer ist. Die Bilder 2 bis 4 enthalten Angaben über den Luftbedarf von Sandstrahl Düsen. Für die Gegenüberstellung gleichzeitiger Schleuderräder dienen folgende Beispiele:

Ein Schleuderrad von rd. 280 mm Dmr., bestückt mit zwei Wurfschaufeln, braucht bei rd. 3000 U/min rd. 1,8 kW und kommt der Leistung einer Düse von 10 mm Dmr. bei 2 atü Betriebsdruck

ungefähr gleich. Der Kraftbedarf einer Düse von 10 mm Dmr., bei 2 atü gemessen an der Kurbelwelle des Luftverdichters, ist nach Bild 4 rd. 8 kW.

Ein Schleuderrad von rd. 550 mm Dmr., bestückt mit 12 Wurf-schaufeln bei 3000 U/min, benötigt rd. 8,5 kW und leistet annähernd dasselbe wie zwei Düsen von 10 mm Dmr. bei 4,5 atü. Der Kraftbedarf von zwei Düsen von 10 mm Dmr. bei 4,5 atü an der Kurbelwelle des Luftverdichters ist dagegen nach Bild 4 rd. 54 kW.

Ein Schleuderrad von rd. 500 mm Dmr. amerikanischer Bauart, bestückt mit 8 Schaufeln, braucht rd. 11 kW und soll mehr als drei Düsen von $\frac{3}{8}$ " bei 6 atü leisten. Dagegen ist der Kraftbedarf von drei Düsen, 10 mm Dmr., bei 6 atü an der Kurbelwelle des Luftverdichters gemessen, nach Bild 4 rd. 180 kW.

Zu beachten ist, daß durch die Verwendung von Schleuderrädern verschiedene Hilfsmaschinen wie Kompressor, Windkessel usw. fortfallen. Die Hilfsmaschinen für die Entstaubungsanlagen erhalten ebenfalls bedeutend kleinere Abmessungen, ist doch die Ursache der Staubeentwicklung nicht allein der Walzzunder, sondern auch die Zertrümmerung des Putzmittels. In dieser Beziehung zeigt sich die Ueberlegenheit des Putzmittels als Putzmittel, der 250- bis 300mal umgeleitet werden kann, bevor er zu Staub zertrümmert ist, im Gegensatz zu Quarzsand, der nur 2- bis 3maligen Gebrauch gestattet.

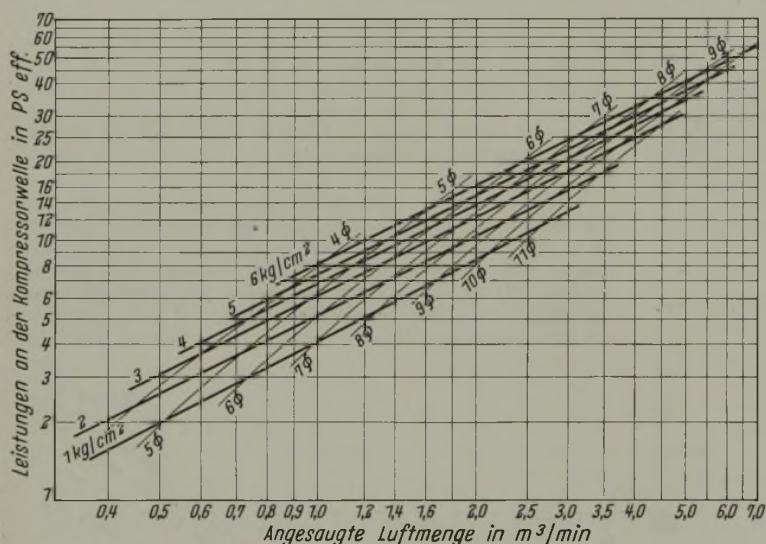


Bild 4. Luft- und Kraftbedarf der Sandstrahldüsen von 4 bis 10 mm Dmr. bei Drücken von 1 bis 6 atü.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß sich das beschriebene Verfahren gegenüber dem Preßluft-Quarzsandbetrieb durch folgende Eigenschaften auszeichnet: Kraftersparnis, gedrängte Bauart, geringere Anlagekosten, geringere Staubeentwicklung.

Rudolf Matzke.

Werkstoffumstellung im Maschinen- und Apparatebau.

Auf Anregung der Reichsstelle für Metalle und in Uebereinstimmung mit dem Reichsminister für Bewaffnung und Munition führt der Verein deutscher Ingenieure im NSBDT. in den kommenden Wochen in mehreren deutschen Städten Vortragsveranstaltungen durch, in denen der gegenwärtige Stand und die zukünftigen Aufgaben der Werkstoffumstellung im Maschinen- und Gerätebau behandelt werden.

Die erste Vortragsreihe findet am 24. September 1940 in Magdeburg statt. Weitere Veranstaltungen sind vorgesehen in: Stuttgart, Berlin, Chemnitz, Nürnberg, Wien, Brünn, Kattowitz, Danzig, Hamburg, Hannover, Dortmund, Essen, Düsseldorf und Mannheim. Nähere Auskünfte erteilt die Geschäftsstelle des Vereines Deutscher Ingenieure im NSBDT., Abt. FTA, Berlin NW 7, Hermann-Göring-Str. 27.

Maschinenbau- und Kleisenindustrie-Berufsgenossenschaft, Düsseldorf.

Das Jahr 1939 stand unter dem Zeichen einer außerordentlich großen Anspannung aller Kräfte in den Betrieben der Berufsgenossenschaft. Entsprechend der Mehrarbeit und dem Arbeitstempo haben sich wiederum zahlreiche vermeidbare Unfälle ereignet, obwohl festzustellen war, daß die in den Vorjahren und auch im Berichtsjahre vorgenommene Aufklärung unter den

Gefolgschaftsmitgliedern ein gutes Ergebnis gezeigt hat. In vielen Betrieben haben die Führer der Betriebe, die Obleute und auch die Unfallvertrauensmänner erreicht, daß die Unfallzahlen unter die der früheren Jahre gesunken sind.

An Hand eingehend beschriebener Beispiele und unterstützt durch zahlreiche Bilder der Jahresbericht der Berufsgenossenschaft wieder dazu beitragen, die Unfallgefahren zu erkennen und dadurch in Zukunft ähnliche Unfälle zu vermeiden. Bei genügender Berücksichtigung der vorhandenen Gefahren hätten viele Verunglückte vor Schaden bewahrt bleiben können.

Aus Fachvereinen.

Kongreßschau „Werkstoffe und Chemie“ in Breslau.

Die Deutsche Gesellschaft für chemisches Apparatewesen e. V. im NSBDT. (Dechema), die mit ihren alle drei Jahre wiederkehrenden Achema-Ausstellungen eine weit über die Grenzen Deutschlands und Europas hinaus bekannt gewordene Leistungsschau geschaffen hat, führte trotz dem Kriege für die in diesem Jahre fällige Achema IX vom 30. Juli bis 4. August 1940 in Breslau eine Kongreßschau „Werkstoffe und Chemie“ durch. Zweck dieser Schau war es, eine Uebersicht über den neuesten

Stand der Werkstoffe, die für chemische Geräte von ausschlaggebender Bedeutung sind, zu geben und die Gemeinschaftsarbeit auf diesem Gebiete und die damit zusammenhängenden Fragen zu fördern. Im besonderen sollte diese Schau dem Auf- und Ausbau des deutschen Ostens und den Belangen des wirtschaftlich mit Deutschland verbundenen Südostens dienen, Gedanken, die in der feierlichen Eröffnung der Schau am 30. Juli ganz besonders unterstrichen wurden. Beides dürfte in vollem Umfang gelungen sein.

Die Schau gliederte sich in drei Teile, die den wissenschaftlichen Geräten, den metallischen und nichtmetallischen Werkstoffen gewidmet waren.

In einer besonderen Halle waren wissenschaftliche Laboratoriumsgeräte, Meßinstrumente

usw., die teils der Werkstoffprüfung, teils der Ueberwachung ihrer Herstellung dienen, ausgestellt. Aus der Vielzahl der hier in Betracht kommenden Gerätschaften seien nur diejenigen erwähnt, die neu und besonders wichtig sind. Neben einer Reihe neu entwickelter Apparaturen zur Bestimmung von Kohlenstoff, Schwefel, Stickstoff usw. wurde eine Analysen-Dämpfungswaage mit kurzer Zunge gezeigt, deren Hauptvorteil in der großen Unempfindlichkeit gegen elektrostatische Störungseinflüsse durch ungewollt aufgeladenes Wägegut besteht. Zur Vorladung derartigen Wägegutes war außerdem noch ein Entladegerät zu sehen, das in der kurzen Zeit von etwa einer Minute selbst stark störende Aufladungen praktisch unwirksam machen soll. Allgemeine Beachtung fand eine Vakuumwaage mit automatischer Gewichtsaufgabe bis zu 100 g. Sämtliche Handhabungen erfolgen durch zwei magnetische Kupplungen von außen auf den unter Vakuum befindlichen Mechanismus. Die Waage ist mit einer Projektionsablesung ausgerüstet, die eine unmittelbare Ablesung bis auf $\frac{1}{10}$ mg erlaubt.

Das bekannte Langesche lichtelektrische Universalkolorimeter ist durch eine Zusatzeinrichtung zum Gleichhalten der Lampenspannung (magnetischer Spannungsgleichhalter) weiter verbessert worden. Erstmal wurde ein lichtelektrisches Fluoreszenzkolorimeter gezeigt. Das Multiplex-Galvanometer ist ebenfalls verbessert worden (hohe Stromempfindlichkeit 5×10^{-10} A/mm); es ist nicht nur für photoelektrische Messungen und für die unmittelbaren Bestimmungen der Wasserstoffionenkonzentration geeignet, sondern auch wegen seiner hohen Empfindlichkeit für Messungen mit der Glaselektrode. In verbesserter, den heutigen erhöhten Anforderungen angepaßter Form waren verschiedene Vorrichtungen zur Bestimmung des pH-Wertes und der Leitfähigkeit zu sehen (Jonometer; Spezialröhren-Potentiometer „Ultra-Jonograph“, mit dem Glaselektroden hohen Widerstandes [5 bis 100 Megohm] verwendet werden können). Neben einer Reihe selbsttätiger Wassergehaltsüberwachungs- und Regelgeräte war ein neues Viskosimeter „Plastograph“ zur Messung der Viskosität, Plastizität und Konsistenz pastenförmiger, plastischer und hochkonsistenter Massen ausgestellt. Die Vorrichtung gestattet die Messung in einem außer-

ordentlich großen Meßbereich mit hoher Empfindlichkeit; hierbei werden die Meßwerte nicht nur auf einer Skala angezeigt, sondern auch gleichzeitig aufgezeichnet. Außer neuen Vakuum-pumpen ist besonders ein kleiner neuer Dampfstrahlsauger für Laboratorien, mit dem ein Vakuum von 2 Torr zu erreichen ist, zu erwähnen.

Ein Prüfgerät für die Gasfreiheit von Schmelzen, bei dem die Schmelze unter Vakuum erstarrt, soll sich besonders in der Leichtmetallindustrie eingeführt haben.

Unter den Laboratoriumskugelmöhlen fiel besonders die Mikromühle nach Bloch-Rosetti auf, mit der bis zur kolloidalen Feinheit gemahlen werden kann. Mahlbecher sowie Mahlkugeln bestehen aus Achat. Erstmals in Deutschland hergestellt und gezeigt wurde die „Phywe-Ultra-Zentrifuge“ aus neuzeitlichem Leichtmetall mit Prebluftantrieb und einer Drehzahl von 40 000 bis 50 000 je min zur Zerlegung komplizierter Systeme unter optischer Beobachtung. Um 50 000 Touren zu erreichen, verstreichen bei 3,2 atü 45 bis 50 min. Ohne abzubremsen, benötigt dann der Rotor $7\frac{1}{2}$ h, um wieder zur Ruhe zu kommen. Für die Untersuchung von Schutzüberzügen auf Metallen und von Kunststoffen auf Porenfreiheit waren Porositätsprüfer ausgestellt, bei denen die zu untersuchende Stelle zwischen zwei Elektroden gelegt wird. Ist Porosität vorhanden, so schlägt der Funke über.

Für die metallkundliche Spektralanalyse wurden wichtige Neuerungen wie der „Spektral-Funker“ nach Scheibe und Schöntag, ein Abreibbogengerät, ferner der Taumelspiegel zur Ueberprüfung der Funkenentladung sowie ein Spektrallinienspektrometer mit halbautomatischem Arbeitsgang erstmalig gezeigt. Auch für die Röntgenprüfung waren neue Bauarten für Fein- und Grobstruktur zu sehen. Durch Verwendung der Mesothorpräparate ist eine Durchstrahlung großer Prüflinge möglich. Praktisch vorgeführt wurden weiterhin Ultraschallgeräte für technische und wissenschaftliche Anwendung. Neben den angeführten Apparaten, die das starke Eindringen physikalisch-chemischer und physikalischer Meßverfahren in das chemische Versuchs- und Betriebslaboratorium erkennen lassen, enthielt dieser Teil der Ausstellung noch eine eindrucksvolle Schrifttumsschau mit rund 400 neueren und neuesten Werken, die sich mit den Werkstoffen und Verfahren befassen, die in der Chemie zur Anwendung kommen.

Metallische Werkstoffe für die chemische Technik

sowie Vorrichtungen und Geräte aus diesen Werkstoffen waren in Halle 2 ausgestellt. Hier war auch eine kleine Gedächtnisschau dem vor kurzem verstorbenen Pionier der Werkstoffchemie Carl Bosch gewidmet, dessen Arbeiten den Ausgangspunkt der Forschungen auf dem Gebiete darstellen, dessen Inhalt die ganze Schau war. Sein großes Verdienst würdigte die Inschrift über diesem Stand: „Der Werkstoff setzt der Entwicklung der Technik Grenzen und das Genie Boschs sprengte diese Grenzen und wies neue Wege.“

Im übrigen gab dieser Teil der Schau einen umfassenden Ueberblick über den heutigen Stand der Entwicklung chemisch und thermisch widerstandsfähiger Metallegierungen. Auf den Ständen der Eisenindustrie waren die Ergebnisse der Arbeiten zu sehen, die zur Entwicklung der Werkstoffe für die vielen Sonderbeanspruchungen geführt haben, wobei das Hauptaugenmerk auf die Einsparung devisenbelastender Zusatzmetalle wie Nickel, Kupfer, Molybdän gerichtet war. Naturgemäß nahmen die rost- und säurebeständigen sowie die hitzebeständigen Stähle und Sondergußeisen einen breiteren Raum ein. Von den ausgestellten Gegenständen fielen besonders ein Käsefertiger und ein Zubringerlaufrad auf, ferner ein Versuchskocher zum Aufschluß verschiedener Zellstoffe und zur Prüfung der günstigsten Laugenführung sowie ein Spaltrohrbündel für die Treibstoffherzeugung. Zahlreiche Ausstellungsstücke veranschaulichten die praktische Einführung der nichtrostenden und säurebeständigen nickelfreien Chromstähle, z. B. ein Mantelschub mit Glockenboden für einen Salpetersäureurm sowie ein Druckkessel. Um Nickel einzusparen, wird neuerdings in größerem Umfang Chromguß auch mit edleren Zuschlägen, wie Molybdän und Mangan, angewendet. Als ein weiterer neuer Austauschwerkstoff für Rotguß und Bronze wird ein besonderes unlegiertes Gußeisen empfohlen, das wachstumsbeständig ist; sein Verwendungsbereich erstreckt sich auf alle Gebiete der Lagerung.

Die hohen Ansprüche, die in der chemischen Industrie an die Verschleißfestigkeit der Werkstoffe gestellt werden, macht auch die Verwendung von Hartmetalllegierungen erforderlich. Als Beispiel wurden Düsen und Ventile zu chemischen Geräten für Säuredurchfluß vorgeführt.

Beim Bau von Geräten mit säure- und hitzebeständiger nichtmetallischer Innenauskleidung waren weitere Fort-

schritte zu verzeichnen. Eine Destillieranlage aus unlegiertem Stahl war innen mit hochsäurebeständiger grüner Glasemalle überzogen. Ferner waren erstmalig Pumpen und Armaturen aus Hartporzellan sowie eine Pumpe aus Preßstoff ausgestellt. Auf dem Gebiete der Plattierungen für den chemischen Groß-apparatebau sind weitere Erfolge in der Vielseitigkeit der Metallzusammenstellungen, der Größe der Abmessungen und Haftfestigkeit der Auflagen erzielt worden. Das Schweißen plattierter Werkstoffe ist keine unlösbare Aufgabe mehr. Als Plattierungsaufgabe finden heute Anwendung Silber, Kupfer, Nickel, die Legierungen dieser Metalle, ferner alle Arten von legierten und unlegierten Sonderstählen. Von derartigen Ausstellungsstücken seien genannt zwei mit nichtrostendem Stahl plattierte Zylinder, die unter hohem Druck zusammengeschweißt waren und trotz starker Verformung nicht die geringste Ablösung der Plattierung zeigten, ein zweiseitig mit nichtrostendem Stahl plattiertes Satinierblech ($5300 \times 2250 \times 5$ mm³) für Faserstoffpressen, ein silberplattierter Boden mit 4,5 m Dmr. (warmgepreßt), ein Kondensatorrohrboden aus kupferplattiertem Blech mit einer Wanddicke von 60 mm und einer Kupfereinfassung von 4 mm, ferner eine Reihe Vorrichtungen, die u. a. für die Fettsäureindustrie und die Bunaerzeugung bestimmt sind, und ein erstmalig gezeigtes elektrisch geschweißtes plattiertes Rohr dünner Wandstärke.

In einer Sonderschau des Verbandes für autogene Metallbearbeitung wurde das Schweißen von Kunststoffen vorgeführt.

Der dritte Teil der Schau enthielt

nichtmetallische Werkstoffe.

Glas, Porzellan, Steinzeug, säure- und feuerfeste Steine, Quarz, Kautschuk und Kunstkautschuk sowie andere Kunststoffe waren in den verschiedensten Arten vertreten. Auch die Industrie der Schutzüberzüge hatte hier ihre Erzeugnisse ausgestellt. Aus der großen Zahl der Gegenstände können nur einige erwähnt werden. Die Glasindustrie hat für den Rohrleitungsbau eine Kugelflanschverbindung neu herausgebracht; die Glasrohrenden sind als Kugeln oder als Kugelflanne ausgebildet. Neu entwickelt und gezeigt wurde eine Kreiselpumpe aus Jenaer Glas für größere Fördermengen. Porzellan, Steinzeug und Quarz sind für chemische Geräte von jeher von großer Bedeutung und waren infolgedessen mit zahlreichen bemerkenswerten Gegenständen vertreten. Werkstoffe aus reinen Oxyden bilden das Gebiet der Einstoffkeramik. Die gezeigten Erzeugnisse, wie Tiegel, Schalen usw. aus gesinterter Tonerde, Zirkon-, Beryll- oder Thorerde, haben gute mechanische Festigkeit bis zu den höchsten Temperaturen wie auch gute chemische Widerstandsfähigkeit. Einen breiteren Raum nahmen die Kunststoffe ein, von denen der quellbeständige Kunstkautschuk „Thiokol“ für Schläuche und Dichtungen und „Thiokol-Latex“ für Imprägnierungen und Anstriche, ferner der Schaumisoliertstoff „Iporka“ für Kälte-, Wärme- und Schallisierungen zu erwähnen sind; das Raumgewicht von Iporka beträgt etwa 15 kg/m³; „Vinidur“ wird mit Vorteil als Austauschstoff für Gegenstände aus Eisen mit Blei oder Hartgummiüberzug oder aus Messing, Kupfer und Bronze angewendet. Als hochwertiger Austauschstoff für Gummi und Guttapercha wurde „Guttasyn“ gezeigt, aus dem sich Flaschen zur Beförderung von Flußsäure herstellen lassen; auch für die Verwendung als Säureschutzkleidung soll Guttasyn geeignet sein. Neben ganzen Schutzanzügen waren Säureschürzen, Schutzärmel usw. zu sehen. Auf dem Gebiete der Auskleidung wären noch die säurefesten Kohlenstoffsteine zu erwähnen, die bei solchen Säuren verwendet werden, bei denen Steine aus keramischen Stoffen nicht genügend widerstandsfähig sind, z. B. bei Flußsäure und deren Mischungen mit verdünnter Schwefelsäure. Zur Ermittlung der Temperaturverteilung an wärmebelasteten Körpern jeder Art (Motoren, Öfen) dienen die Temperaturmeßfarben „Thermocolor“, die beim Ueberschreiten bestimmter Hitzegrade bei einer Meßgenauigkeit von $\pm 5^\circ$ den Farbton ändern.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß die Kongressschau wieder die große Vielseitigkeit der chemischen Vorrichtungen, die von keinem anderen Industriezweig erreicht wird, erkennen ließ. Besonders konnte der Gerätebauer sich auch diesmal wieder von der Vielfalt der Anwendungsmöglichkeiten und der Güte der von der Edelmetallindustrie erzeugten Stähle und Werkstoffe überzeugen. Diese Erfolge der deutschen Chemie sind nicht das Ergebnis des Zufalls, sondern der Preis harter und mühevoller Arbeit zahlreicher unbekannter deutscher Chemiker.

Wissenschaftliche Vorträge.

Mit der Kongressschau „Werkstoffe und Chemie“ wurde gleichzeitig eine Reihe wissenschaftlicher Vorträge gehalten, von denen nachstehend nur über diejenigen kurz berichtet werden soll, die für den Eisenhüttenmann von Bedeutung sind.

R. Scherer, Krefeld, berichtete¹⁾ über

Rost- und säurebeständige nickelfreie Stähle.

Als erste Gruppe dieser Werkstoffe wurden die Chromstähle mit 13 bis 15 % Cr behandelt, die je nach ihrem Kohlenstoffgehalt vergütet werden können. Sie finden hauptsächlich Verwendung in Haushaltgeräten und für Armaturen, die bisher aus Bronze und Messing hergestellt wurden.

Die Gruppe der Chromstähle mit 17 bis 20 % Cr ist wegen ihrer höheren Säurebeständigkeit mit gutem Erfolg in der chemischen Industrie, besonders in der Salpetersäureindustrie, eingeführt. Da diese Chromstähle auch gegen schwache organische Säuren beständig sind, werden sie in der Nahrungs- und Genußmittelindustrie zum Bau von Geräten benutzt, die bisher aus Chrom-Nickel-Stählen, verzintem Stahl oder Nichteisenmetallen gebaut werden mußten. Auch in der Zuckerindustrie und bei der Treibstoffherzeugung haben sich diese Stähle bewährt. Waschmaschinentrommeln, die bisher aus Kupfer oder Messing hergestellt wurden, sowie Wassermesser, die früher aus reinem Nickel bestanden, werden neuerdings aus nickelfreien Chromstählen hergestellt. Wegen ihrer Seewasserbeständigkeit werden sie auch im Schiffbau dort eingesetzt, wo bisher Bronze genommen wurde. Durch einen Zusatz von Molybdän (2%) tritt eine weitere Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit der Stähle mit 17 bis 18 % Cr ein, so daß sie in ihrer chemischen Beständigkeit den Chrom-Nickel-Stählen sehr nahe kommen, in manchen Fällen diese sogar übertreffen. Die Chrom-Molybdän-Stähle finden deshalb Verwendung in der chemischen Industrie (schwefelige Säure, Essigsäure, Benzinsynthese), ferner in der Nahrungsmittelindustrie sowie in der Obst- und Gemüseverwertung.

Die letzte Gruppe der nickelfreien und nickelarmer rost- und säurebeständigen Stähle umfaßt die Chrom-Mangan-Stähle (mit rd. 15 % Cr, 12 % Mn und 1,5 % Ni bzw. mit rd. 17 % Cr und 9 % Mn), die etwa die gleiche chemische Beständigkeit wie die Chromstähle haben. Die mechanischen Eigenschaften kommen denjenigen der Chrom-Nickel-Stähle nahe, wobei die Neigung zur Kaltverfestigung natürlich zu berücksichtigen ist. Die Stähle werden vor allem dort eingesetzt, wo es auf gute Rostbeständigkeit ankommt und wo bisher Metalle, wie Nickel, Kupfer oder Zinn, verwendet wurden. Da die Chrom-Mangan-Stähle eine besonders hohe Zähigkeit bei tiefen Temperaturen haben, finden sie Verwendung bei dem Bau von Kältemaschinen.

Zum Schluß seines zusammenfassenden Berichtes über die nickelfreien Stähle machte der Vortragende Mitteilung über neue Forschungsergebnisse, auf Grund deren es gelungen ist, den Stickstoff für die Herstellung säurebeständiger Stähle nutzbar zu machen. Durch Stickstoff wird einmal eine größere Beständigkeit des Austenits und damit eine bessere Verarbeitbarkeit der Chrom-Mangan-Stähle erzielt. Andererseits kann Nickel (3 bis 4 %) durch Stickstoff (0,1 %) in den bekannten säurebeständigen Chrom-Nickel-Stählen ausgetauscht werden, ohne daß diese Stähle ihre Eigenschaften verlieren. Durch den Zusatz von Stickstoff in Stählen mit 18 % Cr und 3 bis 4 % Ni oder mit 25 % Cr und 4 % Ni sind neue Werkstoffe geschaffen worden, die die gleichen mechanischen und chemischen Eigenschaften wie die bekannten Chrom-Nickel-Stähle haben. Da diese Stähle legierungsmäßig für die heutige Rohstofflage äußerst günstig sind, stehen der chemischen Industrie somit hochwertige nickelarmer Stähle zur Verfügung.

In der anschließenden Erörterung erwähnte W. Tofaute, Essen, ergänzend zu den Ausführungen Scherers, unter Hinweis auf die Veröffentlichung von W. Tofaute und A. Schottky²⁾, daß die betriebsmäßige Herstellung von stickstoffhaltigen Legierungen durchaus möglich ist. Nach seinen Untersuchungen hat sich eine Legierung mit etwa 23 % Cr, 4 % Ni und 0,25 % N₂ mit einem Kohlenstoffgehalt von weniger als 0,1 % am günstigsten verhalten. Sie ist im Gegensatz zu der von Scherer erwähnten mit 18 % Cr stabilaustenitisch, selbst nach mehr als 1000stündigen Glühungen, und weist im vergüteten Zustand gleich hohe Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte wie die martensitisch-troostitischen Chromstähle auf neben einer sonst nur den weichen austenitischen Chrom-Nickel-Stählen eigenen hohen Dehnung. Außer der Eignung für Tiefziehzwecke kann diese Legierung ohne Nachbehandlung, d. h. ohne Anfälligkeit gegen interkristalline Korrosion zu zeigen, geschweißt werden und weist in diesem Zustand sehr gute Gütewerte auf. Die Warmstreckgrenze ist etwa doppelt so hoch wie die von üblichem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni und die Dauerstandfestigkeit

ebenfalls wesentlich höher als die der erwähnten Vergleichslegierung. Die Korrosionsbeständigkeit in Salpetersäure ist praktisch die gleiche wie die des bekannten Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni, dem die stickstoffhaltige Legierung in Mischsäure und chloridhaltigen Lösungen sogar überlegen ist.

H. J. Rocha, Essen, sprach über

Säurebeständige Stähle.

Die Korrosionseigenschaften der säurebeständigen Stähle unterscheiden sich grundlegend von denen anderer säurebeständiger Metalle und Legierungen, wie Nickel, Monel, Kupfer, Bronze u. dgl. Es sind daher auch ganz andere Gesichtspunkte und Verfahren zur Beurteilung ihrer Beständigkeit erforderlich. Eine Systematik in die Vielfalt der Erscheinungen vermag die Stromdichte-Potential-Kurve zu bringen. In ihr treten drei Potentialbereiche auf, nämlich einer bei tiefen Potentialen, in dem die Stähle aktiv sind, d. h. etwa wie Zink Wasserstoff aus der Säure verdrängen. In einem mittleren Potentialbereich sind sie passiv und sprechen ähnlich dem Platin mehr oder minder genau auf das Oxydationspotential der Lösung an, während bei ganz hohen Potentialen wiederum Angriff stattfindet unter direkter Oxydation, wie es z. B. beim Kupfer in Schwefelsäure der Fall ist, die einen Zusatz von Oxydationsmitteln enthält. Die drei Potentialbereiche sind durch bestimmte Grenzpotentiale, nämlich das Passivierungspotential und das Durchbruchpotential, voneinander getrennt. Das wirkliche Korrosionsverhalten hängt nun davon ab, in welchen dieser Potentialbereiche der Stahl durch die oxydierenden Eigenschaften der Lösung geschoben wird. In an sich nicht oxydierenden Säuren wie Schwefelsäure, Phosphorsäure und vielen organischen Säuren genügt schon der in ihnen gelöste Luftsauerstoff, um den Stahl bei geeigneter Zusammensetzung über das Passivierungspotential hinaus zu polarisieren.

Praktisch kommen die säurebeständigen Stähle im aktiven und passiven Zustande sowie auch „über dem Durchbruchpotential“ zur Anwendung. Die Wirkung der einzelnen Legierungsbestandteile Chrom, Nickel, Molybdän und Kupfer ist bei den verschiedenen Beanspruchungsarten in den drei Potentialbereichen verschieden. Sie wurde an Hand sogenannter Beständigkeitschaubilder näher erläutert; bei diesen Schaubildern sind im Konzentrations-Temperatur-Feld der betreffenden Säure die Linien gleichen Gewichtsverlustes oder die Grenzen, bis zu denen die Stähle stabil passiv sind, eingetragen.

Es wurde weiter auf die Erscheinungen eingegangen, die eintreten, wenn die Angriffsbedingungen in der Nähe des Passivierungspotentials oder des Durchbruchpotentials liegen. Die Passivitätsgrenze ist in jedem Falle auch eine Beständigkeitsgrenze, jedoch können Verzögerungserscheinungen instabile Passivität bedingen, die gegen gelegentliche betriebliche Ueberbelastung einen Schutz bieten, die aber im Laboratoriumsversuch oft sehr störend wirken. Das Durchbruchpotential stellt in chloridhaltigen neutralen und schwach sauren Lösungen ebenfalls eine Beanspruchungsgrenze dar, da bei ihrer Ueberschreitung der gefürchtete Lochfraß eintritt. In Salpetersäure kann dagegen das Durchbruchpotential bis zu einem gewissen Grade überschritten werden, da in diesem Falle der Angriff gleichmäßig auf der ganzen Oberfläche unter Bildung oxydischer Schutzschichten einsetzt.

Bemerkenswert waren noch die Ausführungen von G. Roesser und L. Schuster³⁾ über

Die Oberflächenbehandlung von Metallen durch Phosphatierung.

Die Oberflächenbehandlung von Metallen durch Phosphatierung wurde als Beitrag zur Grenzflächenchemie und -physik dargestellt. Die Bedingungen für die Ausbildung natürlicher und künstlicher Oberflächen und die physikalisch-chemischen Grundlagen der Phosphatverfahren wurden behandelt. Die wissenschaftliche und technische Entwicklung führte von den Langzeit- zu den Kurzzeitverfahren. Diese ermöglichen, die Ausbildung der Phosphatschichten weitgehend zu beeinflussen. Daraus ergibt sich ihr Einsatz für die verschiedensten Anwendungsgebiete der Technik nicht nur für den Rostschutz, sondern auch für mechanisch-technologische Vorgänge, bei denen Grenzflächenreaktionen von Bedeutung sind (Kaltverformung, Reibungsschutz). Für Wasser- und Gasarmaturen, für Kraftwagen, Fahrräder, Feinmechaniken, Blechwaren, Fleisch- und Gemüsekonservendosen findet das Verfahren Anwendung.

Paul Klinger.

¹⁾ Vgl. Metallwirtsch. 19 (1940) S. 783/90.

²⁾ Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 71/76; Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 3 (1940) S. 103/10.

³⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 785/90.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 37 vom 12. September 1940.)

Kl. 18 a, Gr. 3, B 178 685. Verfahren zum Verhütten zinkhaltiger Erze, insbesondere zinkhaltiger Eisenerze im Schachtofen. Karl Bergfeld, Berlin-Halensee.

Kl. 18 c, Gr. 8/90, D 79 691. Einrichtung zum Abschluß der Ein- oder Ausgänge von Durchlauföfen od. dgl. Wilhelm Doderer, Essen.

Kl. 21 h, Gr. 25, D 79 027 und 79 028; Zus. z. Pat. 690 918. Wechselstrom-Lichtbogenofen, der zusammen mit den Elektrodenträgern auf einer Kippwaage ruht. Erf.: Dipl.-Ing. Emil Gerlach, Duisburg. Anm.: Demag-Elektrostahl, G. m. b. H., Duisburg.

Kl. 42 k, Gr. 21/03, V 35 584. Vorrichtung zum selbsttätigen Bestimmen der Streckgrenze an Probestäben auf elektrischem Wege. Erf.: Hans Güth, Westerfeld bei Hannover. Anm.: Vereinigte Leichtmetallwerke, G. m. b. H., Hannover-Linden.

Kl. 48 d, Gr. 2/01, P 76 747. Verfahren zur Reinigung der Oberfläche von Eisenteilen. Erf.: Dr. Werner Schulze, Berlin-Wilmersdorf, und Dr. Richard Paulus, Berlin-Karlshorst. Anm.: Julius Pintsch, Komm.-Ges., Berlin.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 37 vom 12. September 1940.)

Kl. 42 k, Nr. 1 490 892. Prüfgerät für die zerstörungsfreie Werkstoffprüfung nach dem Metallölverfahren. Bruno Suschzyki, Berlin-Steglitz.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 c, Gr. 9₅₀, Nr. 688 851, vom 15. Dezember 1935; ausgegeben am 4. März 1940. Siemens-Schuckertwerke A.-G. in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Johann Schnepf in Nürnberg.) Verfahren zum Betrieb von Durchlauföfen großer Länge.

Bis etwa zum Ende der Glühzone a werden die kastenförmigen Glühgutbehälter b aneinander anliegend mit einer Schubvorrichtung c durch den Ofen geschoben. Wird die Zugstange, die in den Abkühlzonen d bis g des Ofens angeordnet ist, in der Förderrichtung bewegt, so greifen die an der Zugstange vorgesehenen Nasen in aufgerichtetem Zustand in Ansätze der Glühgutbehälter ein und befördern sie zum Ofenaustrittsende. Dabei wird zuerst der Behälter h ergriffen und bei vorübergehend geöffneter Tür i in die Stellung k gebracht und der nächste Kasten von der Stellung k in die Stellung l befördert. Durch diese Anordnung werden sowohl der letzte Behälter der Glühzone a als auch die Kästen der Abkühlzonen keinen starken Druckbeanspruchungen ausgesetzt.

Kl. 18 c, Gr. 12₁₀, Nr. 689 192, vom 22. Januar 1938; ausgegeben am 13. März 1940. Axel Gustaf Emanuel Hultgren in Djursholm (Schweden). Verfahren zur Abkürzung des Tempervorganges.

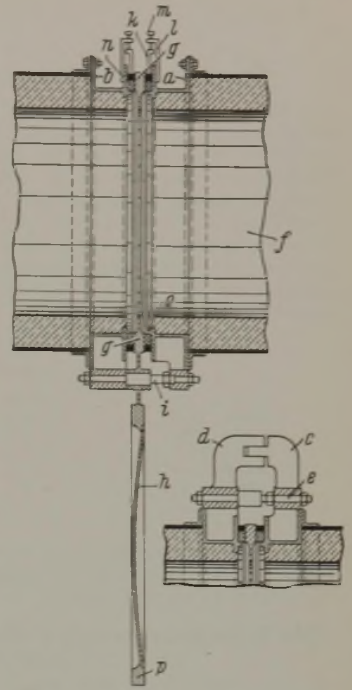
Hierzu wird ein Temperrohrguß verwendet, der neben den die Graphitbildung fördernden Grundstoffen, z. B. Silizium, Nickel, Kupfer, noch andere, die Härtetiefe bei Abschrecken oder Abkühlen erhöhende Grundstoffe, z. B. Nickel, Chrom, Mangan, einzeln oder zu mehreren in solcher Menge enthält, daß er bei den jeweiligen Bemessungen und Gießbedingungen weiß erstarrt und durch Abkühlen von einer den Ac₁-Punkt übersteigenden Temperatur in einem milde wirkenden Kühlmittel, z. B. Oel, in der Grundmasse im wesentlichen ein martensitisch-austenitisches Gefüge aufweist. Die Gußstücke werden dann einer Temperglühung unterzogen.

Kl. 24 c, Gr. 7₀₁, Nr. 689 226, vom 16. Juni 1937; ausgegeben am 14. März 1940. Heinrich Koppers, G. m. b. H., in Essen. (Erfinder: Joseph Daniels in Essen.) Absperrvorrichtung für ausgemauerte Heißgasleitungen.

An der Außenseite der Gehäuseteile a, b sitzen eine Reihe von ineinander greifenden Ansätzen c, d, die durch einstellbare Schrauben e miteinander derart verbunden werden können, daß die Teile a, b in einem bestimmten Abstand fest voneinander

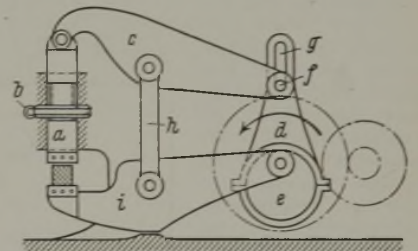
¹⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einsprucherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

gehalten werden. Soll die Rohrleitung f durch den aus einem ringförmigen Teil g und einem scheibenförmigen Teil h bestehenden und um die Achse i senkrecht schwenkbaren Schieberkörper (Schmidtsche Brille) verschlossen werden, so werden zunächst die durch segmentartige Druckkörper k radial wirkenden an Konsolen l sitzenden Druckschrauben m der federnden Dichtungen n so weit zurückgedreht, daß sie den Ringkörper g freigeben. Dieser wird ausgeschwenkt und darauf die Scheibe h eingeschwenkt. Dann werden die Schrauben m wieder so weit angezogen, daß sich die Dichtungen n gegen die kurzen Vorsprünge o und dadurch auch fest gegen den Rand p der Abschlußscheibe h anlegen.



Kl. 49 c, Gr. 10₀₁, Nr. 689 301, vom 25. Mai 1937; ausgegeben am 16. März 1940. [Vgl. auch Nr. 688 099: Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 732.] Gerhard Müller in Köln-Nippes. Von unten nach oben schneidende Schere für Knüppel od. dgl.

Der Obermesserschlitten a ist für die zu schneidende Walzgutstärke durch Hand- oder Motorantrieb, z. B. mit Schneckengetriebe b ein- und feststellbar. Bei größter Walzgutstärke hat das freie Ende des Zugstangenhebels c seine tiefste Stellung erreicht und liegt auf der Druckfläche der Antriebslasche d des Exzentrers e auf, wobei der Bolzen f die unterste Lage im Schlitz g einnimmt. Wird der Antrieb eingeschaltet, so drückt Lasche d den Bolzen f ohne Leerlauf im Schlitz g und damit Hebel c hoch, der von Anbeginn als einarmiger Hebel wirkt, die Zugstange h und damit auch den schwenkbaren Untermesserhebel i hochzieht, der den Schnitt ausführt. Wird Schlitten a zum Schneiden kleiner Querschnitte gesenkt, so nimmt Bolzen f im Schlitz g eine Stellung ein, die der Verstellung des Schlittens a verhältnismäßig ist. Beim Einschalten des Antriebes führt die Lasche d einen Leerlauf im Schlitz g aus, und erst kurz vor dem Schnittbeginn wird die kraftschlüssige Verbindung zwischen Antrieb und Untermesser hergestellt.



Kl. 40 d, Gr. 1₆₅, Nr. 689 541, vom 2. Juli 1938; ausgegeben am 27. März 1940. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr. Horst Guido Müller in Berlin.) Verfahren zur Verbesserung der Kaltwalzbarkeit von magnetisierbaren Legierungen für Bandkerne.

Bei den kieselsäurearmen Legierungen für Bandkerne, die aus den Oxyden des Eisens und Nickels durch Reduzieren, Sintern, Warmwalzen mit Homogenisierungsglühungen und Kaltwalzen mit einem Kaltwalzgrad von mindestens 99% gewonnen worden sind, wird der Werkstoff zwischen dem Warmwalzen und dem Kaltwalzen bei Temperaturen von 1000 bis 1200° im Vakuum geglüht und gleichzeitig für einen Kieselsäuregehalt der fertigen Legierung von weniger als 1% durch entsprechende Auswahl der Ausgangsstoffe gesorgt.

Kl. 40 d, Gr. 1₆₅, Nr. 690 047, vom 4. August 1931; ausgegeben am 13. April 1940. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. Herstellung ferromagnetischer Körper mit hoher Anfangspermeabilität.

Hierzu werden Legierungen verwendet mit über 70 bis zu 85% Ni, 5 bis 25% Fe, Rest mindestens 1% V, die auf Temperaturen von etwa 600 bis 1100° erhitzt und dann langsam, besonders während mehrerer Stunden, abgekühlt worden sind.

Statistisches.

Spaniens Kohlenbergbau im Jahre 1939.

Der spanische Kohlenbergbau, der wie das gesamte Wirtschaftsleben des Landes durch den Bürgerkrieg fast zum Erliegen gekommen war, hat sich unter den tatkräftigen Wiederaufbaumaßnahmen inzwischen so weit erholt, daß mit einer Gesamtförderung von rd. 7 Mill. t (1938 etwa 5,3 Mill. t) die Leistungen des letzten vergleichbaren Jahres 1935 nicht nur erreicht, sondern zum Teil sogar überschritten wurden. Insgesamt wurden im Jahre 1939 gefördert oder erzeugt¹⁾: 6 089 479 t Steinkohlen, 663 593 t Anthrazit, 204 250 t Braunkohle und 694 795 t Hüttenkoks.

Hauptförderbezirke waren im Jahre 1939:

	Steinkohle t	Anthrazit t	Koks t
Oviedo	4 435 052	19 923	273 754
León	843 921	466 307	12 690
Ciudad Real	420 899	—	—
Valencia	143 185	117 247	—
Sevilla	147 356	—	—
Córdoba	96 388	57 775	13 501
Vizeaya	—	—	351 476
Santander	—	—	43 374

Braunkohle wird hauptsächlich in den Bezirken Teruel (1939 rd. 86 000 t) und Barcelona (rd. 58 000 t) gewonnen. An Briketts wurden 1939 rd. 765 000 t hergestellt.

Die Schienenerzeugung der Vereinigten Staaten im Jahre 1939.

Die Herstellung von Stahlschienen in den Vereinigten Staaten betrug nach Angaben des „American Iron and Steel

Institute“¹⁾ im Jahre 1939 insgesamt 1 190 807 t; sie hat gegenüber der Vorjahrserzeugung von 632 861 t um 557 946 t oder um rd. 88 % zugenommen und war seit 1930 nur in den Jahren 1936 und 1937 höher. Enthalten sind in der Gesamtzahl 32 342 (1938: 17 694) t hohe T- und Träger-Schienen sowie 287 (343) t Schienen aus legiertem Stahl. Getrennt nach den einzelnen zur Schienenerzeugung verwendeten Werkstoffen gestaltete sich die Herstellung wie folgt:

	1938		1939	
	t	%	t	%
Siemens-Martin-Stahlschienen	612 629	96,80	1 168 241	98,14
Bessemer-Stahlschienen	56	0,01	190	0,02
Sonstige Schienen	20 176	3,19	22 376	1,84
Insgesamt	632 861	100,00	1 190 807	100,00

Nach dem Gewicht verteilte sich die Schienenerzeugung im letzten Jahre folgendermaßen:

	1938 t	1939 t
Schienen unter rd. 30 kg für das lfd. m.	45 698	160 213
Schienen von rd. 30 bis 42,2 kg für das lfd. m.	45 062	
Schienen von 42,2 bis 49,6 kg für das lfd. m.	52 206	1 030 594
Schienen von 49,6 und mehr kg für das lfd. m.	509 895	

Beteiligt waren an der Schienenerzeugung 17 Werke; davon liegen fünf in Pennsylvania, drei in Alabama, je zwei in Ohio und Indiana und je eins in New York, Maryland, West-Virginien, Illinois und Colorado.

¹⁾ Dyna 15 (1940) Nr. 5, S. 207.

¹⁾ Steel 106 (1940) Nr. 22, S. 38.

Wirtschaftliche Rundschau.

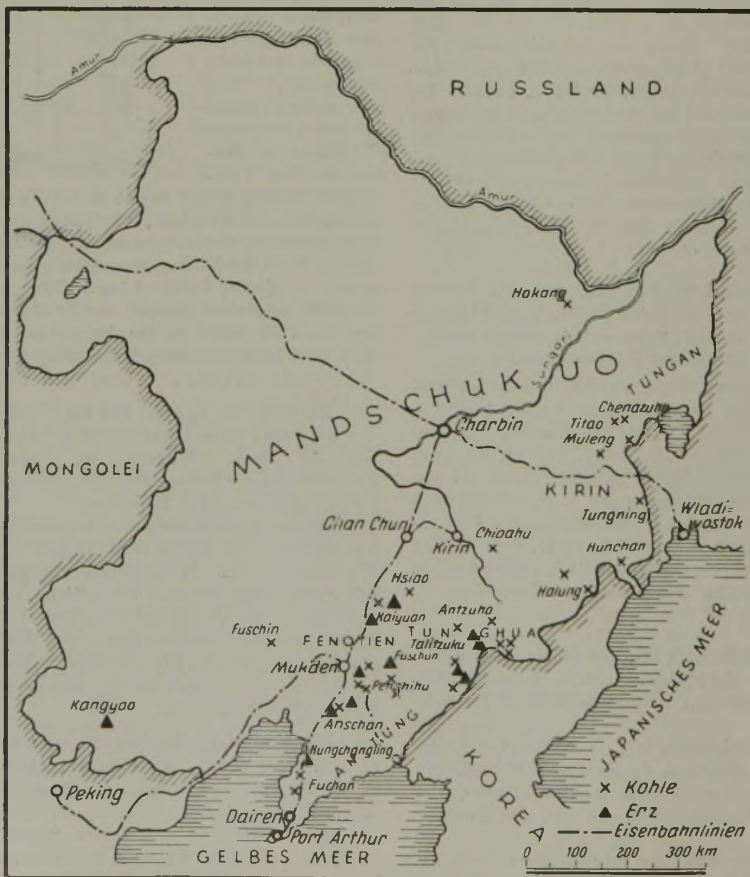
Kohlenbergbau und Eisenindustrie in Mandschukuo.

Das seit dem 1. März 1934 bestehende Kaiserreich Mandschukuo bildete als ehemalige chinesische Provinz Liaoning vordem das Rückgrat der chinesischen Eisenindustrie. Abgesehen von den hier gefördert Kohlen und Eisenerzen, die ungefähr die Hälfte der gesamten Förderung Chinas ausmachten, war diese Provinz auch mit über 70 % an der chinesischen Roheisenherzeugung beteiligt.

Mandschukuo verfügt über gewaltige Vorräte an Steinkohlen. Während man früher auf Grund von Feststellungen der Südmandschurischen Eisenbahngesellschaft die Kohlenvorräte mit 4,8 Milliarden t annahm, haben neuere Untersuchungen der Mandschurischen Bergbau-Gesellschaft Vorkommen von 20 Milliarden t ergeben, eine Folge der Entdeckung von umfangreichen Kohlenfeldern bei Fuschin, Hokang, Titao und Chalainor. Die hauptsächlichsten Kohlengebiete liegen im Südosten des Landes. Hier finden wir die seit langem bekannte und abgebaute Grube von Fuschin, östlich von Mukden, die größte Tagebaugrube der Welt, mit einer jährlichen Förderung

von rd. 7 Mill. t, ferner die Gruben von Penschihu, Yentei und Niuhsintei, wozu in den letzten Jahren weitere Gruben von Hokang und Titao im Nordosten. Außerdem gibt es noch im Nordwesten Mandschukuos verschiedene Kohlenvorkommen; die Kohlenförderung ist hier aber erst vereinzelt aufgenommen worden. Insgesamt dürfte die Kohlenförderung Mandschukuos etwa 16 Mill. t und die Koksgewinnung 900 000 t jährlich betragen; es ist aber innerhalb des von der Regierung im Jahre 1937 aufgestellten Fünfjahresplanes beabsichtigt, die Kohlenförderung auf 38 Mill. t zu steigern.

Auch an Eisenerzen ist Mandschukuo sehr reich. Meist handelt es sich um Hämatite und Magnetite mit 35 bis 40 % Fe, doch sind gerade in den letzten Jahren auch umfangreiche Lager hochwertiger Erze entdeckt worden. Die Vorkommen verteilen sich über das ganze Land. Die wichtigsten Lagerstätten liegen im Süden und Südosten, während die Fundorte im Norden von geringerer Bedeutung sind. Im Vordergrund stehen



Kohlenbergbau und Eisenindustrie in Mandschukuo.

gegenwärtig drei Erzbezirke, und zwar der von Anshan und Kungchangling an der Eisenbahn Mukden-Dairen, der von Pensihiu an der Eisenbahn Mukden-Antung (beide in der Provinz Mukden) und der von Tungpientao in der Provinz Tunghua.

Die Anshan- und Kungchangling-Erze haben einen durchschnittlichen Eisengehalt von 30 bis 40 %; die Gesamtvorräte werden auf 2 Milliarden t geschätzt. Im Bezirk von Pensihiu ist in erster Reihe die Miaoerhku-Grube zu nennen, deren Vorräte an 40prozentigem Erz sich auf etwa 400 Mill. t belaufen; daneben kommen 60- bis 65prozentige Hämatiterze in beträchtlichem Umfange vor. Die gesamten Erzvorräte des Pensihiu-Bezirk betragen etwa 500 Mill. t; außerdem gibt es hier neben Kohle noch Kalkstein, Quarzit und manganhaltige Erze. Soweit die Tungpientao-Erze bisher erforscht sind, erstrecken sie sich in einer Länge von 50 km und einer Breite von 15 km; weitere beträchtliche Vorkommen werden vermutet. Die Erze sind durchweg als hochwertig anzusprechen. So führt die Grube von Talitzuku Hämatite mit 63 % Fe, die Vorräte werden mit 78 Mill. t angegeben. Die Erze von Schitaoku haben einen Eisengehalt von 52 % und einen Mangangehalt von 5 %, bilden daher eine wertvolle Ergänzung der Manganerze, die in Mandschukuo nur spärlich vertreten sind; ihre Menge wird auf 10 Mill. t veranschlagt. Auch die Grube von Antzuho verfügt über Erze guter Beschaffenheit. Insgesamt werden die Erzvorkommen im Bezirk von Tungpientao auf mehr als 100 Mill. t geschätzt. Die Eisenerzförderung des Landes liegt bei rd. 2 Mill. t, soll aber im Rahmen des Fünfjahresplanes auf 6,6 Mill. t gesteigert werden.

Während in Mandschukuo eine Eisenindustrie auf einfacher Grundlage schon seit längerer Zeit bestand, begann eine Roheisenerzeugung im neuzeitlichen Sinne erst 1917 auf den Pensihiu-Werken und 1919 auf den Anshan-Eisenwerken. Die letztgenannten Werke sind eine Gründung der Südmandschurischen Eisenbahngesellschaft, die im Jahre 1916 von der chinesischen Regierung die Berechtigung zur Roheisenerzeugung in Mandschukuo erhielt. Der im Jahre 1917 begonnene Bau eines Hochofenwerkes war ein Jahr später vollendet, und 1919 wurde mit der Roheisenerzeugung begonnen. Die Erze kamen von den Anshan-Gruben; wegen ihres geringen Eisengehaltes mußten sie angereichert werden, was zur Errichtung einer besonderen Anreicherungsanlage führte, die 1926 in Betrieb kam.

Der Aufbau der Stahlindustrie fand erst im letzten Jahrzehnt statt, nachdem im April 1933 die Schowa-Stahlwerke in Anshan mit einem Kapital von 200 Mill. Yen gegründet

worden waren. Die Anshan-Eisenwerke sind damals in der neugegründeten Gesellschaft aufgegangen, deren Aktien sich zu 100 % im Besitz der Südmandschurischen Eisenbahngesellschaft befanden. Als dann im Dezember 1937 Japan auf alle seine außerstaatlichen Rechte in Mandschukuo, insbesondere auf die Beaufsichtigung der Südmandschurischen Eisenbahn verzichtete, wurden die Schowa-Werke der neugegründeten Mandschurischen Schwerindustrie-Entwicklungsgesellschaft (Manchuria Industrial Development Corporation) unterstellt. Die mandschurische Regierung hatte sich nämlich zum Ziel gesteckt, die industrielle Entwicklung des Landes zu überwachen, zu welchem Zwecke die genannte Gesellschaft mit besonderen Rechten ins Leben gerufen wurde. Alle früheren schwerindustriellen Unternehmungen sind in ihr vereinigt worden. Ihr Kapital beträgt 450 Mill. Yen. Obwohl der Staat daran zur Hälfte beteiligt ist, hat die Gesellschaft freie Hand, selbst ihre weitere Entwicklung zu bestimmen. Sie leitet jetzt an Stelle der Regierung fast die ganze Entwicklung der mandschurischen Schwerindustrie. Außer den Schowa-Stahlwerken sind ihr die Pensihiu Kohle- und Eisengesellschaft als Tochterunternehmen angegliedert, ferner die Mandschurische Kohlenbergwerks-Gesellschaft, die Mandschurische Leichtmetall-Gesellschaft und die Dowa-Automobil-Gesellschaft. Eine weitere Zahl von Gesellschaftsgründungen folgte, darunter namentlich die der Mandschurischen Bergbau-Gesellschaft zur Erforschung und Verarbeitung anderer Bodenschätze als Eisen und Kohle und die der Tohendo Entwicklungs-Gesellschaft, die Eisenerze und Kohlevorkommen in der Provinz Tunghua feststellen und später selbst zur Eisenerzeugung übergehen soll.

Nach den letzten erreichbaren Zahlen belief sich die Roheisenerzeugung im Jahre 1938 auf rd. 700 000 t, die Erzeugung von Rohstahlblöcken auf 580 000 t und die an Fertigerzeugnissen auf etwa 300 000 t. Die Erzeugung soll aber beträchtlich gesteigert werden; und zwar ist für Roheisen eine jährliche Erzeugung von 4,6 Mill. t und für Rohstahl eine solche von 4 Mill. t vorgesehen. Die Schowa-Werke werden fortlaufend so weit ausgebaut, daß sie bis zum Jahre 1942 jährlich 3,6 Mill. t Roheisen und 2,5 Mill. t Rohstahl herstellen können. Das Hochofenwerk von Pensihiu soll gleichfalls seine Roheisenerzeugung von 150 000 t auf 500 000 t bringen. Weiterhin plant die Regierung die Errichtung eines Hochofenwerkes im Tungpientao-Bezirk mit einer Jahresleistung von vorläufig 300 000 t. Späterhin soll die Leistungsfähigkeit auf 700 000 t erweitert werden.

Buchbesprechungen.

Cornelius, Heinrich, Dr.-Ing. habil., Deutsche Versuchsanstalt für Luftfahrt, E. V., Berlin-Adlershof: **Kupfer im technischen Eisen.** Mit 165 Abb. Berlin: Julius Springer 1940. (V, 225 S.) 8°. 27 RM., geb. 28,50 RM.

(Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen. Hrsg. von W. Köster. 4.)

Das Werk faßt die außerordentlich umfangreichen, bisher im Schrifttum verstreut veröffentlichten Erfahrungen über den Einfluß von Kupfer auf Stahl und Eisen in kurzer, klarer Darstellung zusammen. Im Hauptabschnitt bringt der Verfasser eine praktisch lückenlose Wiedergabe der wichtigeren Forschungsergebnisse über die Herstellungs- und Verarbeitungseigentümlichkeiten kupferhaltiger Stähle, ihre technologischen Eigenschaften und insbesondere über das meistbehandelte Merkmal dieser Stahlgruppe, ihr Verhalten in korrosionschemischer Hinsicht. Der folgende Abschnitt gibt eine Zusammenfassung der Erfahrungen über die Grundlagen der Ausscheidungshärtung durch Kupfer in Eisen und Eisenlegierungen und deren Wirkung auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften. Es schließen sich Einzeldarstellungen der technisch wichtigsten Stahllarten und eine in dieser Vollständigkeit bisher nicht vorhandene Zusammenstellung der kupferhaltigen hochgekohten Sonderstahlgußsorten für Kurbelwellen u. dgl. an. Ein Abschnitt über Kupfer im Gußeisen beschließt das Buch.

Dem Verfasser ist es gelungen, trotz der Fülle des Stoffes eine übersichtliche, das Wesentliche berücksichtigende Darstellung zu vermitteln, die durch die kritische Abwägung widersprechender Forschungsergebnisse gegeneinander besonders wertvoll erscheint. Wer als Hüttenmann oder Stahlverbraucher gewungen ist, die Flut des heutigen technischen Schrifttums nach einschlägigen Fragen zu durchsuchen, wird ein solches Nachschlagewerk, das zu gegebener Zeit zu ergänzen wäre, neben dem mehr auf das Grundsätzliche eingestellten Lehrbüchern begrüßen.

Hubert Bennek.

Späth, Wilhelm, Dr. phil., Beratender Physiker, Wuppertal-Barmen: **Physik und Technik der Härte und Weiche.** Mit 214 Textabb. Berlin: Julius Springer 1940. (VIII, 250 S.) 8°. 48 RM., geb. 49,50 RM.

Die Härte, bei flüchtiger Betrachtung ein anschaulicher Begriff, erweist sich als schwer erfaßbar, sobald man dazu übergeht, die Härte zu messen.

Die übliche Begriffsbestimmung der Härte als Formänderungswiderstandes — d. h. der zur Erzeugung einer bestimmten Verformung notwendigen Kraft mit der Maßeinheit kg/cm^2 , wie z. B. des Elastizitäts- bzw. Plastizitätsmoduls — ist nicht eindeutig, da noch zwischen der gesamten Verformung unter der Last (Monotrom), dem Anteil der federnden Verformung bei der Entlastung (Rücksprung) und damit dem Anteil der bildsamen Verformung an der gesamten (Dämpfung), sowie der bleibenden Verformung nach der Entlastung (Brinell, Ludwik, Rockwell, Vickers, Ritzhärte) zu unterscheiden ist einerseits, und andererseits die ermittelten Werte sehr stark von den Versuchsbedingungen, wie Form des Eindringkörpers und Höhe der Belastung, abhängen. Es sei erwähnt, daß ein bei kleineren Belastungen höhere Brinellhärte aufweisender Werkstoff sich bei erhöhter Prüflast (bei sonst gleichem Kugeldurchmesser) als der „weichere“ erweisen kann. Dies hängt mit dem gesamten Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Schaubilder der geprüften Werkstoffe zusammen, wodurch sich selbst bei gleich großen Eindrücken verschiedene Verteilungen der örtlichen bezogenen bildsamen Formänderungen unter den Eindruckflächen einstellen und damit auch die größten bezogenen Formänderungen — trotz gleich großer Eindrücke — verschieden sein können. Nur bei sogenannten ähnlichen Eindrücken (Brinell im Fall $P/D^2 = \text{konst.}$, Ludwik, Vickers) und verschwindend geringem Anteil der elastischen Formänderung an der gesamten ist die Härte eines Werkstoffes praktisch von der Höhe der Belastung unabhängig, nicht aber vom Randwinkel des Kugeleindrucks bzw. dem Flächenwinkel der Pyramide,

deren Wahl stets willkürlich bleibt. In gleicher Weise kann es sich bei der Rücksprunghärte lediglich um Vergleichsversuche bei gleichem Fallgewicht handeln, indem der elastische Anteil an der gesamten Formänderung und damit die Rücksprunghöhe sehr stark von der Aufprallwucht und Form der Hammerspitze abhängig sind. Ganz erhebliche Schwierigkeiten stellen sich bei der Bestimmung der Härte nach Brinell bzw. Ludwik oder Vickers ein, wenn der elastische Anteil von gleicher Größenordnung wie der bildsame wird, wie z. B. bei gehärtetem Stahl und bei Kunststoffen, weil die wirksam gewesene Druckfläche infolge unscharfer Eindruckränder sowie starker Veränderung der Eindruckfläche durch die Rückfederung nicht mit genügender Sicherheit ermittelt werden kann. Es wird auch darauf hingewiesen, daß es bei der Untersuchung von Beziehungen zwischen der Härte und anderen Eigenschaften (z. B. Zerspanbarkeit) oft von Nachteil ist, daß beide Begriffe gegenläufig sind, wodurch sich unübersichtliche Hyperbeln — an Stelle von Geraden bei gleichgeschalteten Größen — ergeben.

Der Verfasser versucht, die Begriffe klarzustellen, und macht Vorschläge, wie man unter Umständen den erwähnten Schwierigkeiten aus dem Wege gehen könnte. Sein Buch, in dem mit großer Sorgfalt zweckentsprechende Versuchsergebnisse aus dem Schrifttum zusammengetragen und ausgewertet worden sind, gibt dazu sehr viele Anregungen; für den Fachmann, der sich mit Einzelheiten der Werkstoffmechanik und der Werkstoffprüfung beschäftigen muß, ist es ohne Zweifel lesenswert.

Anton Eichinger.

Valentiner, Siegfried: Physikalische Grundlagen der Meßtechnik in der Wärmewirtschaft. (Mit 45 Abb. u. 14 Tab. im Text.) Braunschweig: Friedr. Vieweg & Sohn 1940. (VI, 127 S.) 8^o. 8,50 *R.M.*, geb. 10 *R.M.*

Das Büchlein bringt eine Zusammenstellung über die Grundlagen der Meßtechnik in gedrängter und übersichtlicher Form und ermöglicht so, sich schnell über die Meßverfahren und Meßgeräte zu unterrichten, deren Aufbau und Wirkungsweise kurz erläutert werden. Es ist in gleichem Maße für den Studierenden wie für den Praktiker bestimmt. Zahlreiche Hinweise auf das einschlägige Schrifttum erleichtern das Aufsuchen der Quellen für den, der sich näher unterrichten will. Daß dabei die „Mit-

teilungen der Wärmestelle Düsseldorf“ ebenfalls eine starke Berücksichtigung finden, ist zu begrüßen, da sie in einer vor allem auch für den vielbeschäftigten Praktiker angenehmen Form bereits die Ergebnisse der Forschung bearbeitet haben.

Von besonderem Wert sind auch die dem Abschnitt „Temperaturmessung“ angefügten Abschnitte über die Schwierigkeiten bei den verschiedenen Meßverfahren; durch die Kritik wird der Weg zum jeweils richtigen Meßverfahren und zur Vermeidung von Fehlerquellen gewiesen, was ja für die schwierigen Temperaturmessungen von großer Bedeutung ist.

Es steht zu erwarten, daß sich das Werkchen eine große Zahl von Freunden erwerben wird, zumal da es auch in den Abschnitten über Wärme, Gase und Dämpfe und über Feuerungstechnik viel mehr bietet, als der Titel verspricht.

Julius Schöneweg.

Rausch, E., Dr.-Ing., Dr. techn., a. o. Professor an der Techn. Hochschule Berlin, Beratender Ingenieur: Maschinenfundamente und andere dynamische Bauaufgaben. Berlin (NW 7): Vertrieb VDI-Verlag, G. m. b. H., 1940. (3 Bl., S. 113/370.) 8^o. 25 *R.M.*

T. 2: Ausführungsbeispiele für Block- oder Kastenfundamente bei hin- und hergehenden oder umlaufenden periodischen Kräften, nebst Ergänzung zum 1. Teil des Buches.

Während der erste Teil vorstehenden Werkes in der Hauptsache die technisch-wissenschaftlichen Grundlagen behandelt¹⁾, enthält der vorliegende zweite Teil ausgeführten Anlagen entnommene Ausführungsbeispiele, und zwar 19 von Fundamenten aller Art für Maschinen mit hin und hergehenden und umlaufenden Massen (ausgenommen Turbinenfundamente) und 5 als Ergänzung des ersten Teiles von Hammer- und Brecherfundamenten. Die Durchrechnung der Beispiele erfolgt an Hand ausführlicher Erläuterungen und zahlreicher das Verständnis erleichternder Abbildungen.

Das Studium des Buches gewährt einen tiefen Einblick in die Beanspruchung, neuzeitliche Gestaltung und zweckmäßige Lagerung von Fundamenten und wird deshalb für Betriebs- und Bauingenieure von großem Vorteil sein. Ludwig Maduschka.

¹⁾ Stahl u. Eisen 47 (1937) S. 75.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Ehrengerichtsordnung des NS.-Bundes Deutscher Technik.

Reichsminister Dr. F. Todt hat in seiner Eigenschaft als Leiter des Hauptamtes für Technik und Reichswalter des NSBDT. im Einvernehmen mit dem Vorsitzenden des Obersten Parteigerichtes jetzt eine Ehrenordnung zur Wahrung und zum Schutze der Berufsehre der deutschen Ingenieure, Architekten und Chemiker sowie der gemeinsamen Ehre des gesamten Berufsstandes erlassen. Diese neue Ehrenordnung ist nunmehr für alle im NSBDT. vereinten Fachgruppen, Fachvereine, Arbeitskreise, damit also auch für unseren Verein, rechtsgültig. Mit der Einführung der neuen tritt die bis dahin geltende Ehrengerichtsordnung unseres Vereins¹⁾ außer Kraft.

Jeder deutsche Ingenieur, Architekt und Chemiker hat nunmehr die Möglichkeit, die Ehrengerichtsbarkeit des NSBDT. in Anspruch zu nehmen. Andererseits ist aber auch der NS.-Bund Deutscher Technik in der Lage, gegen Angehörige dieses Berufsstandes, die großlich gegen die Berufsehre, den Zweck und die Aufgaben des NSBDT. verstoßen haben, mit Entscheidungen entsprechend vorzugehen. Die sachliche Zuständigkeit erstreckt sich lediglich auf solche Fälle, welche die Berufsehre betreffen; die Schlichtung persönlicher Ehrenhändel ist nicht Sache des NSBDT.-Ehrengerichtes. Auch die Entscheidung über wirtschaftliche Forderungen gehört nicht zu seiner Zuständigkeit. Der NSBDT. übernimmt nach Durchführung des Verfahrens auch nach außen hin den Ehrenschutz des zu Unrecht in seiner Berufsehre angegriffenen oder gekränkten Berufskameraden.

¹⁾ Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 80.

Fachausschüsse.

Mittwoch, den 2. Oktober 1940, 15.15 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

159. Sitzung des Ausschusses für Betriebswirtschaft statt mit folgender Tagesordnung:

1. Grundlagen der Leistungsermittlung. Berichterstatter: Dr.-Ing. H. Euler, Düsseldorf.
2. Leistungslohn und Lohnsysteme. Berichterstatter: Professor Dr.-Ing. K. Rummel, Düsseldorf.

3. Schwierigkeiten in der Lohnverrechnung. Berichterstatter: Direktor E. Gobbers, Düsseldorf.
4. Aussprache.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Habermann, Hans*, Dipl.-Ing., Marineabnahme Berlin, Brünn (Mähren), Sedlakgasse 25. 40 266
- Kallenborn, Claus*, Dr.-Ing. E. h., Generaldirektor, Kattowitz (Oberschles.), Ludendorffstr. 15 a. 04 028
- Kerl, Ernst*, Hüttendirektor, Beauftragter der Zivilverwaltung für die Werke Großmövern und Joeuf, Großmövern (Lothringen). 02 025
- Kuhn, Ernst*, Dipl.-Ing., Techn. Überwachungs-Verein Frankfurt (Main), Dienststelle Saarbrücken; Wohnung: Saarbrücken 2, Ziegelstr. 75. 30 084
- Müller, Alfred*, Dr. phil., Betriebsleiter der Schwefelsäure-Fabrik der Klöckner-Werke A.-G., Werk Haspe, Hagen-Haspe, Eichenkampstr. 9; Wohnung: Haanelplatz 7. 35 374
- Pip, Otto*, Dr.-Ing., Chemiker, I. G. Farbenindustrie A.-G., Ludwigshafen-Oppau; Wohnung: Mannheim-Feudenheim, Andreas-Hofer-Str. 92. 35 422
- Rotermund, Kurt*, Ingenieur, Reichsverband der Dt. Luftfahrtindustrie; Wohnung: Kattowitz (Oberschles.), Markgrafensteinstraße 3. 40 274
- Sedlaczek, Engelbert*, Dipl.-Ing., Hochofenassistent, Hüttenwerke Siegerland A.-G., Charlottenhütte, Niederschelden (Sieg); Wohnung: Johannesstr. 6. 39 319
- Wlk, Ernst*, Ingenieur, Betriebsdirektor, Witkowitz Bergbau- u. Eisenhütten-Gewerkschaft, Mähr. Ostrau 10 (Mähren). 23 184

Neue Mitglieder.

A. Ordentliche Mitglieder:

- Kohlmeyer, Ernst Justus*, Dr.-Ing., Professor, Technische Hochschule Berlin, Berlin-Charlottenburg 2, Hardenbergstr. 35; Wohnung: Berlin-Grünwald, Im Hornisgrund 3. 40 326

B. Außerordentliche Mitglieder:

- Tigler, Hermann*, stud. rer. met., Berlin-Charlottenburg 4, Goethestr. 32 I. 40 327