

# STAHL UND EISEN

## ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

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

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

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

HEFT 3

21. JANUAR 1943

63. JAHRGANG

### Stähle zur Verwendung bei tiefen Temperaturen und ihre Prüfung.

Von Hans-Joachim Wiester in Essen.

Mitteilung aus den Forschungsanstalten der Firma Fried. Krupp AG., Essen.

[Bericht Nr. 613 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*.]

(Kerbschlagzähigkeit, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Einschnürung bei + 20 bis - 180° von alterungsbeständigen Stählen mit 0,1 und 0,3% C, von Vergütungsstählen: 1. mit 3 oder 5% Ni, 2. mit 1,5% Cr, 4,2% Ni, 1% W, 3. mit 1,5% Cr, 1,6% Ni, 0 oder 0,4% Mo, 4. mit 1,1% Mn, 1,1% Cr, 0,4% Mo, 5. mit 2,5% Cr, 0,4% Mo, 6. mit 1,5% Mn, 1,4% Cr, 7. mit 1% Mn, 2,3% Cr, 8. mit 1% Cr, 9. mit 2,6% Cr, 0,13% V, 10. mit 1,1% Mn, 0,9% Cr, 0,14% V, 11. mit 2,5% Mn, 12. mit 1% Mn, 0,1 bis 0,5% Al, 13. mit 0,28% C, 0,17% S, und von austenitischen Stählen mit 14 bis 20% Mn, 1 bis 15% Cr oder 18% Cr und 8% Ni. Einfluß der Erschmelzung und Wärmebehandlung auf das Verhalten bei tiefer Temperatur. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit von der Probenform: DVM-Probe, VGB-Probe, Probe nach H. Bennek, ungekehrte Probe.)

#### Zug- und Kerbschlagprüfung bei tiefen Temperaturen.

Zur Prüfung der Eignung eines Stahles für die Verwendung bei tiefen Temperaturen stehen vor allem der Zugversuch und der Kerbschlagversuch zur Verfügung. Von den im Zugversuch ermittelten Prüfwerten ist dabei als Unterlage für die Festigkeitsberechnung zunächst die Streckgrenze und Zugfestigkeit wichtig. Mit fallender Temperatur steigt sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit an<sup>1)2)3)</sup>. Dabei wird die Streckgrenze besonders im Bereich der tiefen Temperaturen stärker erhöht als die Zugfestigkeit. Zugleich nimmt der Unterschied zwischen der oberen und unteren Streckgrenze zu. Bei den weichen Stählen liegt die obere Streckgrenze bei tiefen Temperaturen vielfach nicht unbeträchtlich höher als die Zugfestigkeit. Die Festigkeit eines für Raumtemperatur berechneten Bauteils steigt somit mit sinkender Temperatur an. Entsprechend der Zunahme der Zugfestigkeit nimmt auch die Wechselfestigkeit mit sinkender Temperatur zu<sup>4)</sup>. Dabei steigt das Verhältnis von Wechselfestigkeit zu Zugfestigkeit zu tiefen Temperaturen hin sogar noch an, so daß sich also auch hieraus keine zusätzlichen Schwierigkeiten ergeben.

Anders liegen dagegen die Verhältnisse bei den für das Formänderungsvermögen kennzeichnenden Werten der Bruchdehnung und Einschnürung, die sich un stetig mit abnehmender Temperatur ändern. Während sie sich

anfänglich trotz dem Anstieg der Festigkeit nur wenig ändern oder sogar ansteigen, tritt zu tiefen Temperaturen hin ein mehr oder weniger schroffer Abfall ein, der mit einem Wechsel der Bruchform verbunden ist. An Stelle des nach starker Verformung eintretenden Verformungsbruches mit sehnigem Bruchaussehen tritt der nach geringer Verformung eintretende Trennungsbruch mit körnigem Bruchaussehen. Die Neigung zum Trennungsbruch, bei dem die Kristalle in kristallographisch bevorzugten Ebenen aufspalten, noch ehe eine stärkere Verformung eingetreten ist, nimmt mit sinkender Temperatur stark zu. Sie dürfte als eine kennzeichnende Eigenschaft des  $\alpha$ -Eisens anzusehen sein, das die ferritische Grundmasse des geglühten und vergüteten Stahles bildet und das bekanntlich ein kubisch-raumzentriertes Atomgitter hat. Die Erscheinung tritt in gleicher Weise beim Zink<sup>1)</sup> auf, das ein hexagonales Gitter hat, dagegen tritt sie bei Kupfer und Nickel, welche beide ein kubisch-flächenzentriertes Gitter aufweisen, nicht oder doch nur wesentlich schwächer in Erscheinung<sup>1)</sup>. Das letzte gilt auch für Blei<sup>4)</sup> und Aluminium<sup>5)</sup> sowie für die austenitischen Stähle.

Das Auftreten des Trennungsbruches ist nicht nur von der Art und Beschaffenheit des Werkstoffes, z. B. von seinem Wärmebehandlungszustand und der metallurgischen Herstellung, abhängig, sondern auch von der Art der Beanspruchung. So wird z. B. durch mehrachsige Beanspruchungen, wie sie an Querschnittsübergängen und Kerben aller Art auftreten, die Entstehung des Trennungsbruches sehr stark begünstigt. Beim Zugversuch genügt es, die reine Zugbeanspruchung durch prüftechnische Einflüsse irgendwelcher Art in eine mehrachsige Beanspruchung zu verwandeln, um den Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung schon bei Temperaturen eintreten zu lassen, bei denen bei reiner Zugbeanspruchung noch gute Bruchdehnung und Einschnürung erreicht werden würde. Hierzu führt nicht nur das Anbringen von Kerben oder von Bunden in der

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

1) Goerens, P., und R. Mailänder: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. H. 295. Berlin 1927. S. 18/34.

2) Gruschka, G.: Forsch.-Arb. Ing.-Wes. H. 364. Berlin 1934. S. 1/20.

3) Pomp, A., A. Krisch und G. Haupt: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939) S. 219/30 u. 231/42; Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 299/308 (Werkstoffaussch. 486).

4) Hempel, M., und J. Luce: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 53/79; Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 423/30.

5) Bollenrath, F., und J. Nemes: Metallwirtsch. 10 (1931) S. 609/13 u. 625/30.

Meßlänge des Zerreißstabes, wie es zur Verschärfung der Prüfbedingungen absichtlich vorgenommen wird<sup>6)</sup>, sondern auch schon ein zu scharfer Uebergang vom Kopf zum Schaft der Prob. <sup>7)</sup>. Auch die Kerbwirkung von eingeritzten Meßmarken oder eine nicht genau zentrische Einspannung des Zerreißstabes, die zusätzliche Biegebeanspruchungen und damit einen ungleichmäßigen Spannungszustand ergibt, können bereits zu einem vorzeitigen Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung führen<sup>1)2)</sup>. Die Temperatur, bei der für einen bestimmten Stahl der Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung auftritt, ist demnach von der mehr oder weniger sorgfältigen Ausschaltung dieser prüftechnischen Einflüsse abhängig und kann deshalb nur unter gleichen Prüfbedingungen zu einem Vergleich der verschiedenen Werkstoffe herangezogen werden.

Bild 1. Übliche Zerreißprobe

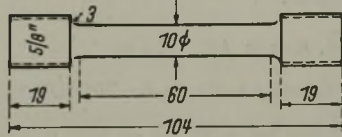
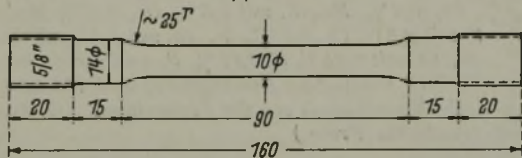


Bild 2. Zerreißprobe mit Bund

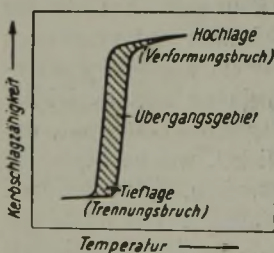


Bilder 1 und 2. Abmessungen der verwendeten Proben für Zugversuche bei tiefen Temperaturen.

Bei den vorliegenden Versuchen konnten übliche Zerreißproben von 10 mm Dmr. mit Gewinde und vorsichtig eingeritzten Meßmarken (Bild 1) verwendet werden, ohne daß Brüche außerhalb der Meßlänge auftraten. Soweit sich späterhin bei unlegierten und schwach legierten Stählen Schwierigkeiten durch Brüche außerhalb der Meßlänge ergaben, wurden die Versuche mit Proben mit großem Abrundungshalbmesser am Uebergang zum Stabkopf (Bild 2) wiederholt.

abgeänderter Form zeigt Bild 3, wie die Lage des vielfach als Streugebiet ausgebildeten Uebergangs vom Verformungs- zum Trennungsbruch von den Prüfbedingungen wie Probengröße, Probenbreite, Kerbabrundung, Kerbtiefe, Schlaggeschwindigkeit und Auflagerentfernung abhängt.

Noch viel mehr als beim Zugversuch ist es also beim Kerbschlagversuch notwendig, die Prüfbedingungen einheitlich zu wählen, wenn man verschiedene Werkstoffe miteinander vergleichen will. Bezüglich der Form der Kerbschlagprobe dürfte es keinem Zweifel unterliegen, daß die gebräuchlichen Kerbschlagproben gegenüber den praktischen Beanspruchungen stark überschärfte Prüfbedingungen ergeben. Im Betrieb dürfte üblicherweise weder mit so scharfen und tiefen Kerben noch mit schlagartigen Beanspruchungen in derartiger Höhe zu rechnen sein. Bei den vorliegenden Versuchen ist daher neben der üblichen Probe von 55×10×10 mm<sup>3</sup> mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr. (DVM-Probe) und der für die Prüfung von Kesselblechen vielfach verwendeten Probe der Vereinigung der Großkesselbesitzer von 160×30×15 mm<sup>3</sup> mit 15 mm tiefem Kerb von 4 mm Dmr. (VGB-Probe) noch eine wesentlich milder gekerbte Probe von 55×10×8 mm<sup>3</sup> mit 4 mm tiefem Kerb von 8 mm Dmr. (Probe nach H. Bennek<sup>8)</sup>) verwendet worden. Die letzte Probe, die einen halbkreisförmigen, in der Längsrichtung der Probe feingeschliffenen und polierten Rundkerb hat, ist erstmalig von H. Bennek in unveröffentlichten Untersuchungen zur Prüfung von gehärteten und auf hohe Festigkeit vergüteten Stählen herangezogen worden. Sie ermöglicht auch bei niedriglegierten Stählen noch eine Unterscheidung, bei denen bei der Prüfung mit den sonst üblichen Probenformen bereits einheitlich schlechte Kerbschlagzähigkeitswerte erhalten werden. Die Prüfbedingungen bei dieser Probe liegen so, daß der Abfall der Kerbschlagzähigkeit bei niedrigen Temperaturen ungefähr gleichzeitig mit dem Abfall der Bruchdehnung und Einschnürung am ungekerbten Probekörper im Zugversuch eintritt. Gegenüber dem Zugversuch ergibt sich der Vorteil, daß die Prüfung leichter und schneller durchzuführen ist und daß die Prüfbedingungen besser gleich-



Richtung der Verschiebung des Uebergangsgebietes.	Einflußgrößen
→	Probengröße
→	Probenbreite
→	Kerbschärfe
→	Kerbtiefe
→	Schlaggeschwindigkeit
→	Auflagerentfernung
→	Prüftemperatur = Temperatureinfluß
→	Wärmebehandlung, Gefüge
→	Kaltverformung, Alterung
→	Metallurgische Herstellung

(siehe Bild)

Probeneinfluß

Maschineneinfluß

stofflicher Einfluß

Bild 3. Einflußgrößen bei der Kerbschlagprüfung (nach W. Kuntze).

Daß das Prüfergebnis wesentlich von den Prüfbedingungen abhängt, gilt in besonders starkem Maße auch für den Kerbschlagversuch. Dieser ist seinem Wesen nach bereits als eine Prüfung auf die Neigung eines Werkstoffes zum Trennungsbruch anzusehen. Bei der Aufnahme von Temperatur-Kerbschlagzähigkeits-Kurven, wie sie zur genaueren Kennzeichnung der Kerbschlagzähigkeit eines Stahles üblich ist, benutzt man die Verstärkung der Neigung zum Trennungsbruch mit abnehmender Temperatur dazu, um durch Veränderung der Temperatur als einer leicht zu verändernden Einflußgröße den Uebergang vom Verformungsbruch (Hochlage der Kerbschlagzähigkeit) zum Trennungsbruch (Tieflage der Kerbschlagzähigkeit) zu erreichen. In einer von W. Kuntze<sup>7)</sup> angegebenen Darstellung in

zuhalten sind. Die VGB-Probe hat dagegen gegenüber der DVM-Probe keine wesentlichen Vorteile ergeben. Sie liefert zwar höhere Absolutwerte der Kerbschlagzähigkeit, verschiebt aber den Abfall der Kerbschlagzähigkeit nicht wesentlich zu tiefen Temperaturen. Versuche mit ungekerbten Proben von 55×10×10 mm<sup>3</sup>, die in einigen Fällen mit durchgeführt worden sind, ergaben starke Streuungen in den Ergebnissen und in der Lage und Ausbildung des Bruches und sind daher bald wieder aufgegeben worden.

Bei üblicher Beanspruchung wird man im allgemeinen wohl eine genügende Kerbschlagzähigkeit mit der Probe nach H. Bennek als ausreichend für die Verwendung des Stahles bei der betreffenden Temperatur ansehen dürfen, wenn auch praktische Erfahrungen hierüber zur Zeit noch nicht vorliegen. Eine Milderung der Prüfbedingungen noch über die in dieser Probe vorliegenden hinaus, etwa durch Verwendung von Proben mit noch größerer Kerbabrundung oder von ungekerbten Proben, dürfte dagegen nicht zu empfehlen sein, da man damit unter Umständen bereits unter die im Zugversuch vorliegenden Prüfbedingungen herabgeht. Die Forderung ausreichender Kerbschlagzähigkeit auch mit der DVM-Probe wird dagegen nur unter verschärften Beanspruchungsbedingungen als berechtigt anzusehen sein, z. B. wenn mit starken schlag-

<sup>6)</sup> Krusch, A.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 267/77; vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1136/37.

<sup>7)</sup> Metallwirtsch. 8 (1929) S. 993.

<sup>8)</sup> Siehe Houdremont, E.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 5.

artigen Beanspruchungen zu rechnen ist oder wenn schroffe Querschnittsübergänge in der Formgebung des Bauteils nicht zu vermeiden sind, ferner auch, wenn besonders hohe Anforderungen an die Sicherheit des betreffenden Bauteils gestellt werden müssen.

Als Kühlmittel wurden bei den Versuchen flüssige Luft und Kohlendäureschnee verwendet. Die Temperatur der flüssigen Luft, die im einzelnen nicht gemessen wurde, wird im folgenden mit Rücksicht darauf, daß der Stickstoff (Siedepunkt  $-195^{\circ}$ ) rascher verdampft als der Sauerstoff (Siedepunkt  $-183^{\circ}$ ), einheitlich mit rd.  $-180^{\circ}$  angegeben. Die durch Einpacken in Kohlendäureschnee erreichte Temperatur betrug rd.  $-75^{\circ}$ . Temperaturen zwischen  $0$  und  $-75^{\circ}$  wurden durch Mischung von Azeton mit Kohlendäureschnee erreicht, solche von  $-100$  und  $-120^{\circ}$  mit Petroläther, der mit flüssiger Luft gekühlt wurde. Im allgemeinen wurde die Prüfung auf Raumtemperatur,  $-75$  und  $-180^{\circ}$ , beschränkt.

**Untersuchungen zur Entwicklung geeigneter Stähle für tiefe Temperaturen.**

Das Ziel der Versuche war in erster Linie die Auswahl und Entwicklung von Stählen, die für die Verwendung bei der Temperatur der flüssigen Luft geeignet sind. Die Forderung ausreichender Zähigkeit bei dieser Temperatur stellt für unlegierte und niedriglegierte Stähle eine sehr scharfe Bedingung dar. Es waren daher von vornherein alle die Maßnahmen zu berücksichtigen, die geeignet sind, die Kerbschlagzähigkeit eines Stahles entsprechend der in Bild 3 gegebenen Darstellung in dem Sinne zu verbessern, daß der Uebergang vom Verformungsbruch zum Trennungsbruch und damit von der Hochlage zur Tiefelage der Kerbschlagzähigkeit zu tieferen Temperaturen verschoben wird. Hierzu gehört besonders eine Vergütung des Stahles auf höchste Zähigkeit, die bekanntlich durch Abschrecken dicht oberhalb des  $A_{c3}$ -Punktes und Anlassen bei einer Temperatur dicht unterhalb des  $A_{c1}$ -Punktes erreicht wird. Die Vergütungswirkung ist dabei um so besser, je vollständiger bei der Abschreckung eine martensitische Härtung erzielt wird. Da die Abschreckwirkung des Härtemittels mit zunehmendem Querschnitt des zu vergütenden Stückes abnimmt, spielt dabei auch die durch die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit des Stahles bedingte Durchvergütbarkeit eine wesentliche Rolle für den Erfolg der Vergütungsbehandlung. Um in dieser Beziehung vergleichbare Verhältnisse zu schaffen, wurden die zu prüfenden Stähle nach Möglichkeit in Form von Stangen von 45 bis 50 mm  $\square$  vergütet, aus denen die Proben von der Oberfläche entnommen wurden.

Von besonderer Bedeutung für die Lage des Abfalls der Kerbschlagzähigkeit ist die metallurgische Herstellung des Stahles (vgl. Bild 3). Als Beispiel hierfür sind in den Bildern 4 und 5 die mit der DVM-Probe aufgenommenen Temperatur-Kerbschlagzähigkeits-Kurven von vier weichen unlegierten Stählen verschiedener metallurgischer Herstellung mit annähernd gleichem Kohlenstoffgehalt zusammengestellt. Es handelt sich dabei um einen durch starke Aluminiumdesoxydation alterungsbeständig erhaltenen Stahl, einen beruhigten Siemens-Martin-Stahl sowie zwei unberuhigte Thomasstähle, die sämtlich im normalgeglühten und im gealterten Zustand geprüft worden sind. Es zeigt sich, daß der alterungsbeständige Stahl nicht nur im gealterten Zustand, sondern auch schon im normalgeglühten Zustand den üblichen Siemens-Martin-Stählen überlegen ist<sup>9)</sup>. Der Grund

hierfür liegt in der durch die starke Aluminiumdesoxydation bedingten Feinkörnigkeit. Da die Neigung zum Trennungsbruch um so geringer ist, je feiner das Korn ist, wird hierdurch allgemein der Abfall der Kerbschlagzähigkeit zu tieferen Temperaturen verschoben. Die Ueberhitzungsunempfindlichkeit eines solchen Stahles erhöht dabei zugleich die Sicherheit gegen eine Grobkornbildung bei einer leichten Ueberschreitung der Normalglühtemperatur. Auch die Alterungsbeständigkeit ist als vorteilhaft für die Verwendung bei tiefen Temperaturen anzusehen, da leichte Kaltverformungen bei der Fertigung häufig kaum zu vermeiden sind und die daraufhin in einem nicht alterungsbeständigen Stahl im Laufe der Zeit eintretende Alterung die Neigung zum Trennungsbruch erhöht. Die Thomasstähle fallen wegen ihrer starken Alterungsanfälligkeit für eine Verwendung bei tiefen Temperaturen aus.

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Cu	%Ni
○—○	0,74	0,07	0,43	0,015	0,017	0,05	0,16	0,005
●—●	0,73	0,15	0,46	0,016	0,019	0,008	0,16	0,004
○---○	0,73	0,01	0,47	0,066	0,037	0,003	0,71	0,073
●---●	0,73	0,01	0,48	0,70	0,032	0,003	0,71	0,076

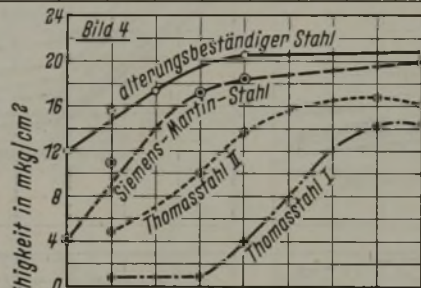


Bild 4. Normalgeglühter Zustand (930°/Luft).

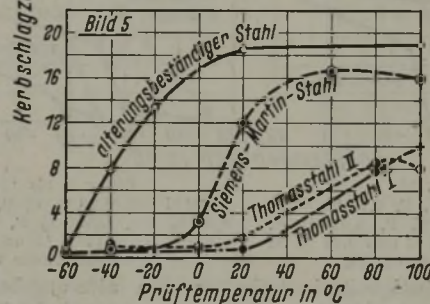


Bild 5. Gealterter Zustand (10% gereckt, 1/2 h 250°/Luft).

Bilder 4 und 5. Temperatur-Kerbschlagzähigkeits-Kurven von Schmiedestangen von 12 mm  $\square$  aus weichen Stählen verschiedener metallurgischer Herstellung (DVM-Kerbschlagprobe).

Für einen Versuch, ob und wie weit man bei unlegierten Stählen noch ausreichende Zähigkeit bei der Temperatur der flüssigen Luft erhalten kann, boten danach die alterungsbeständigen Stähle noch am meisten Aussicht auf Erfolg. Die Bilder 6 bis 11 veranschaulichen die Ergebnisse der Prüfung von je einem alterungsbeständigen Stahl der Festigkeitsstufen I und IV mit 0,12 und 0,28 % C, die mit einem Behandlungsquerschnitt von 50 mm  $\square$  im normalgeglühten und im wasservergüteten Zustand geprüft wurden. Es zeigt sich darin zunächst die starke Verbesserung, die durch die Vergütung gegenüber dem normalgeglühten Zustand erreicht wird. Bei erhöhter Zugfestigkeit und Streckgrenze tritt eine wesentliche Verbesserung der Einschnürung und der Kerbschlagzähigkeit durch die Vergütung ein. Die Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit tritt dabei nicht nur in einer Erhöhung der Absolutwerte, sondern besonders auch in einer Verlagerung des Abfallgebietes zu tieferen Temperaturen in Erscheinung. Für die Probe nach H. Benek ist die Temperatur des Abfalls der Kerbschlagzähigkeit um rd. 40 bis 60° tiefer als für die DVM-Probe, und zwar sowohl im normalgeglühten als auch im vergüteten Zustand. Bei der Temperatur der flüssigen Luft liegt die Kerbschlag-

<sup>9)</sup> Fry, A.: Krupp. Mh. 7 (1926) S. 185/96; vgl. Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 1363/64. Z. bayer. Rev.-Ver. 32 (1928) S. 152.

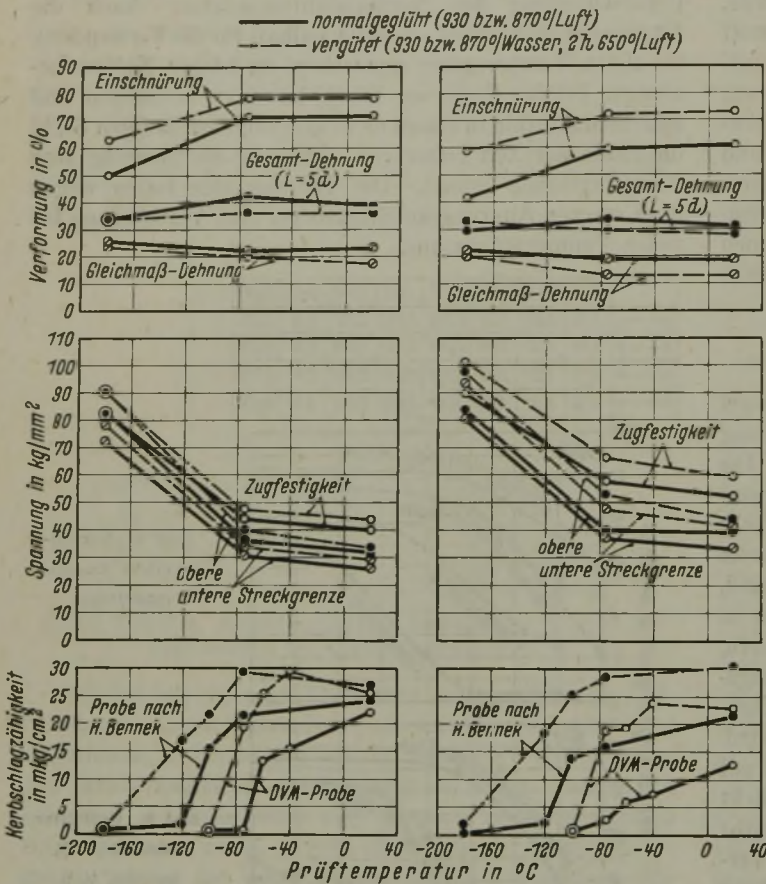
zähigkeit jedoch bei beiden Probenformen und bei beiden Stählen bereits in der Tieflage. Im Zugversuch zeigt die Einschnürung bei  $-180^{\circ}$  bereits einen stärkeren Abfall, erreicht aber besonders im vergüteten Zustand immer noch recht gute Werte. Ein leichter Abfall der (Gesamt-)Dehnung ergibt sich im wesentlichen nur aus der mit der Verringerung der Einschnürung verbundenen Verminderung der Ein-

schnürdehnung. Die Gleichmaßdehnung dagegen steigt zu tiefen Temperaturen ebenso an, wie allgemein die Dehnung nicht kaltspröder Metalle, wie Kupfer und Nickel, mit sinkender Temperatur einen Anstieg zeigt.

Aus den Versuchen geht hervor, daß es auch unter den günstigsten Bedingungen nicht möglich ist, mit unlegierten Stählen noch ausreichende Kerbschlagzähigkeit bei der Temperatur der flüssigen Luft zu erhalten. Selbst mit der sehr milde gekerbten Probe nach H. Bennek gelingt dies nicht. Nur mit ungekerbten Proben erhält man, wie die in *Zahlentafel 1* wiedergegebenen Versuchsergebnisse zeigen, im vergüteten Zustand noch einwandfrei hohe Schlagarbeiten bei  $-180^{\circ}$ , wobei die Proben nicht durchgeschlagen worden sind. Im normalgeglühten Zustand ist aber auch von den ungekerbten Proben jeweils eine mit geringer Schlagarbeit gebrochen. Die Forderung ausreichender Kerbschlagzähigkeit bei der Temperatur der flüssigen Luft läßt sich demnach nur mit legierten Stählen erfüllen.

Von den legierten Stählen hat man zunächst die Nickelstähle als besonders geeignet für die Verwendung bei tiefen Temperaturen angesehen<sup>10)</sup>. *Zahlentafel 2* gibt die Ergebnisse einer Reihe von Kerbschlagversuchen wieder, die mit Stählen mit rd. 3 und 5 % Ni unter Verwendung der verschiedenen Probenformen durchgeführt worden sind. Die Ergebnisse ergänzender Zugversuche enthält *Zahlentafel 3*. Der Stahl mit 3 % Ni zeigt bereits bei  $-75^{\circ}$  einen merklichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit und liegt bei  $-180^{\circ}$  mit allen Probenformen, also auch mit der sehr milde gekerbten Probe nach H. Bennek, in der Tieflage der Kerbschlagzähigkeit. Im Zugversuch ergibt er dagegen bei  $-180^{\circ}$  nur einen verhältnismäßig geringen Abfall der Einschnürung bei ansteigender Bruchdehnung. Für die Stähle mit 5 % Ni liegt die Kerbschlagzähigkeit mit der DVM- und VGB-Probe ebenfalls schon stark im Abfallgebiet. Es ergeben sich aber immerhin mit diesen beiden

<sup>10)</sup> Hanel, R.: Z. VDI 81 (1927) S. 410/44.



Bilder 6 bis 8. Festigkeitseigenschaften von alterungsbeständigen Stählen bei tiefen Temperaturen. (Behandlungsquerschnitt 50 mm □.)  
 Stahl mit 0,12 % C, 0,13 % Si, 0,48 % Mn, 0,014 % P, 0,026 % S, 0,018 % Al, 0,04 % Cr und 0,11 % Ni (Festigkeitsstufe I).  
 Bilder 9 bis 11. Festigkeitseigenschaften von alterungsbeständigen Stählen bei tiefen Temperaturen. (Behandlungsquerschnitt 50 mm □.)  
 Stahl mit 0,28 % C, 0,23 % Si, 0,52 % Mn, 0,020 % P, 0,025 % S, 0,017 % Al, 0,17 % Cr und 0,17 % Ni (Festigkeitsstufe IV).

Bilder 6 bis 11. Festigkeitseigenschaften von alterungsbeständigen Stählen bei tiefen Temperaturen. (Behandlungsquerschnitt 50 mm □.)

Zahlentafel 1. Schlagzähigkeit von unlegierten alterungsbeständigen Stählen. (Betriebsschmelzungen.)

Festigkeitsstufe	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Behandlungsquerschnitt	Wärmebehandlungszustand	Prüftemperatur °C	Schlagzähigkeit in mkg/cm²			Brinellhärte 5/750
										DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	ungekerbte Probe	
I	0,09	0,07	0,43	0,013	0,019	0,013	12 mm □	930°/Luft	+ 20	22,1; 23,8	24,0; 29,9	n. b. <sup>1)</sup>	116 bis 117
									- 180	0,6; 0,9	1,3; 1,3	> 25; 1,1	—
IV	0,30	0,04	0,51	0,010	0,013	0,030	50 mm □	870°/Luft	+ 20	13,0; 13,3	n. b.	n. b.	136 bis 137
									- 180	0,8; 1,5	1,1; 0,9	> 25; 8,7	—
								870°/Wasser, 1 h 650°/Luft	+ 20	22,4; 23,9	n. b.	n. b.	161 bis 173
								- 180	0,6; 0,8	1,8; 1,8	> 25; > 25	—	

<sup>1)</sup> Nicht bestimmt.

Zahlentafel 2. Kerbschlagzähigkeit von Nickelstählen bei tiefen Temperaturen. (Betriebsschmelzungen; Vergütungsquerschnitt 45 mm □; Wärmebehandlung: 820°/Oel, 2 h bei 600°/Oel.)

Stahlbezeichnung	Stahl							Prüftemperatur °C	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm²			Brinellhärte 5/750
	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %		DVM-Probe	VGB-Probe	Probe nach H. Bennek	
Ni I <sup>1)</sup>	0,13	0,37	0,84	0,010	0,015	0,10	2,80	+ 20	21,1; 21,1; 22,2	40,8; 41,6; 43,3	29,4; 30,6; 30,6	182 bis 185
								- 75	12,6; 18,6; 23,0	28,4; 33,2; 33,4	29,2; 30,3; 30,8	—
								- 180	1,2; 1,4; 1,5	1,3; 1,4; 2,6	2,2; 2,5; 3,2	—
Ni II	0,13	0,28	0,46	0,010	0,014	0,37	4,88	+ 20	21,1; 21,4; 22,1	40,2; 41,0; 42,0	31,3; 31,6; 32,0	213 bis 215
								- 75	19,5; 21,8; 22,1	37,4; 37,9; 39,7	30,3; 30,8; 32,2	—
								- 180	2,4; 5,0; 6,2	4,5; 6,8; 6,9	25,3; 26,6; 28,3	—
Ni III	0,21	0,37	0,42	0,010	0,018	0,09	4,90	+ 20	20,5; 20,7; 20,8	36,3; 37,6; 41,9	29,4; 30,0; 30,1	209 bis 215
								- 75	14,2; 15,1; 15,7	29,4; 30,5; 40,1	29,0; 29,0; 29,9	—
								- 180	2,6; 5,2; 6,4	3,5; 5,8; 6,6	21,9; 23,0; 23,8	—

<sup>1)</sup> Abschrecktemperatur 850°.

Probenformen noch Kerbschlagzähigkeitswerte von etwa 2 bis 7 mkg/cm<sup>2</sup>, die allerdings starke Schwankungen aufweisen und daher nicht mit Sicherheit eingehalten werden können. Für die VGB-Probe liegen dabei trotz der viel höheren Ausgangswerte die Verhältnisse nicht wesentlich günstiger als für die DVM-Probe. Mit der Probe nach H. Bennek dagegen ist die Kerbschlagzähigkeit der Stähle mit 5 % Ni noch sicher in der Hochlage. Diese Probe ermöglicht somit eine einwandfreie Unterscheidung gegenüber den unlegierten Stählen und auch gegenüber dem Stahl mit 3 % Ni. Der Zugversuch ergibt für den Stahl mit 5 % Ni erwartungsgemäß einwandfreie Werte für Bruchdehnung und Einschnürung (Zahlentafel 3).

Zahlentafel 3. Festigkeitseigenschaften von Nickelstählen bei tiefen Temperaturen.

Stahl <sup>1)</sup>	Prüf-temperatur °C	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruch- dehnung (L = 5 d) %	Ein- schnü- rung %
Ni I (3% Ni)	+ 20	45; 45	59,2; 58,7	28,0; 27,4	74; 73
	- 180	81; 78; 82; 79	89,0; 89,0	33,6; 33,6	63; 63
Ni II (5% Ni)	+ 20	61; 61	70,9; 70,5	23,6; 24,4	74; 74
	- 180	92; 90; 92; 90	102,0; 102,0	30,4; 32,2	60; 64

<sup>1)</sup> Nach Zahlentafel 2.

Zahlentafel 4. Kerbschlagzähigkeit von betriebsmäßig erschmolzenem Stahl mit 0,13 % C, 0,30 % Si, 0,37 % Mn, 0,010 % P, 0,010 % S und 4,93 % Ni bei + 20 und - 180°.

Vergütungs- querschnitt	Wärmebehandlung	Kerbschlagzähigkeit <sup>2)</sup> in mkg cm <sup>2</sup> bei		Brinellhärte 5,750
		+ 20°	- 180°	
50-mm-Blech	weichgeglüht	20,8; 22,1	0,9; 1,3	150 bis 160
50-mm-Blech	820°/Oel, 2 h 600°/Oel	21,3; 21,4	2,2; 2,6	186 bis 196
13 mm □ <sup>1)</sup>	820°/Oel, 2 h 600°/Oel	22,5; 23,0	9,3; 11,1	200 bis 207
50-mm-Blech	820°/Oel, 2 h 650°/Luft	n. b.	1,8; 3,3	179 bis 195
50-mm-Blech	850°/Wasser, 2 h 600°/Luft	21,8; 23,0	7,5; 10,2 <sup>3)</sup>	201 bis 210

<sup>1)</sup> Proben aus dem Blech. — <sup>2)</sup> DVM-Probe. — <sup>3)</sup> 23,8 und 26,6 mkg/cm<sup>2</sup> bei der Probe nach H. Bennek.

Zahlentafel 5. Einfluß einer Aluminiumdesoxydation auf die Kerbschlagzähigkeit von Stahl mit 5 % Ni bei tiefen Temperaturen. (50-kg-Versuchsgüsse; Vergütungsquerschnitt 45 mm □; Wärmebehandlung: 820°/Oel, 2 h bei 600°/Oel.)

Stahl- bezeich- nung	C %	Si %	Mn %	Al %	Ni %	Prüf-temperatur °C	Kerbschlagzähigkeit in mkg cm <sup>2</sup>		Brinellhärte 5,750
							DVM-Probe	Probe nach H. Bennek	
I/1	0,11	0,30	0,48	—	5,0	+ 20	16,8; 17,4	28,5; 29,0	204 bis 213
						- 75	14,8; 16,5	27,0; 27,6	—
						- 180	1,6; 2,1	21,0; 21,6	—
I/2	0,11	0,30	0,48	0,10	5,0	+ 20	20,5; 22,4	30,8; 31,4	204 bis 213
						- 75	21,5; 22,1	29,5; 31,4	—
						- 180	6,5; 8,7	25,6; 27,4	—
II	0,16	0,32	0,49	0,20	5,1	+ 20	20,2; 21,9	30,7; 30,9	214 bis 215
						- 75	16,4; 19,5	29,7; 30,9	—
						- 180	7,3; 7,7	26,2; 28,8	—
III	0,20	0,32	0,51	0,31	5,1	+ 20	18,3; 19,4	28,8; 30,5	223
						- 75	15,2; 16,5	28,0; 29,2	—
						- 180	7,3; 8,8	17,5; 21,8	—

Die nur mit der DVM-Probe durchgeführten Versuche mit einem Stahl mit 5 % Ni über den Einfluß der Vergütung sind in Zahlentafel 4 wiedergegeben. Es zeigt sich, daß der weichgeglühte Zustand trotz der wesentlich geringeren Härte bei tiefer Temperatur weniger günstige Ergebnisse liefert als der vergütete Zustand. Der Grund hierfür dürfte darin zu suchen sein, daß bei der Vergütung eine wesentlich feinere Verteilung der Karbide in der ferritischen Grundmasse und ein feineres Ferritkorn erreicht werden. Vielleicht spielen dabei auch die durch den Umwandlungsvorgang bedingten Beziehungen des Gitteraufbaus zwischen den die Grundmasse bildenden Ferritkristallen und den früheren Austenitkristallen noch eine Rolle. Die Wirkung der Vergütung ist um so besser, je schroffer die Abkühlung und je vollständiger dementsprechend die

Härtung ist. Bei Oelvergütung erreichen daher vorgearbeitete Proben, die mit einem Querschnitt von 13 mm □ vergütet worden sind, bei - 180° wesentlich bessere Kerbschlagzähigkeitswerte, als sie bei der Vergütung des 50-mm-Blech selbst erreicht werden können. Ein ähnlich gutes Ergebnis wird erzielt, wenn das 50-mm-Blech in Wasser statt in Oel vergütet wird, während eine Steigerung der Anlaßtemperatur auf 650°, die die Härte noch etwas herabsetzt, praktisch ohne Wirkung bleibt. Der Einfluß der Vergütung erweist sich demnach als wesentlich stärker als der der Härte.

Wenn die Kerbschlagzähigkeit im Abfallgebiet liegt, wie das für diese Stähle bei - 180° bei der Prüfung mit der DVM- und VGB-Probe der Fall ist, beobachtet man neben starken Streuungen der Einzelwerte häufig auch Unterschiede im Verhalten von Stählen gleicher Zusammensetzung aus verschiedenen Schmelzungen, wie dies auch schon von Pomp, Krusch und Haupt<sup>3)</sup> festgestellt worden ist. Die Ursache dieser Unterschiede ist in Verschiedenheiten in der metallurgischen Herstellung zu suchen. In diesem Zusammenhang ist darauf hinzuweisen, daß auch bei legierten Stählen eine starke Aluminiumdesoxydation, wie sie zur Erzielung der Alterungsbeständigkeit sowie der

Feinkörnigkeit im Sinne der Korngrößenbestimmung nach H. W. McQuaid und E. W. Ehn<sup>11)</sup> angewendet wird, von günstigem Einfluß auf die Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen ist. In Zahlentafel 5 sind die Ergebnisse von Versuchen an einer Reihe von Versuchsgüssen aus Stahl mit 5 % Ni wiedergegeben, die im sauer zugestellten Hochfrequenzofen erschmolzen worden sind und in der Pfanne Zusätze von Aluminium in steigender Menge erhalten haben. An der Schmelze I, von der die eine Hälfte ohne, die andere mit Zusatz von Aluminium vergossen worden ist, zeigt sich, daß ein Aluminiumzusatz von 0,1 % eine wesentliche Verbesserung der Kerbschlagzähigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei tiefen Temperaturen bewirkt. Eine weitere Steigerung des Aluminiumgehalts über den für eine

starke Desoxydation ausreichenden Gehalt von 0,1 % hinaus bringt dagegen keine weitere Verbesserung mehr mit sich.

In der Zähigkeit stehen die Chrom-Nickel-Stähle, gegebenenfalls mit Zusätzen von Wolfram oder Molybdän zur Verhinderung der Anlaßsprödigkeit, den reinen Nickelstählen nicht nach, übertreffen sie vielfach sogar. Auch diese Stähle lassen daher von vornherein ein günstiges Verhalten bei tiefen Temperaturen erwarten. Zahlentafel 6 gibt die Zusammensetzung und Zahlentafel 7 die Festigkeitseigenschaften von solchen Stählen wieder. Die als besonders zähe bekannten Chrom-Nickel-Wolfram-Stähle liegen bei - 180° ebenso wie der Stahl mit 5 % Ni mit der DVM- und

<sup>11)</sup> Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. 67 (1922) S. 341/91; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1113/14.

VGB-Probe schon mehr oder weniger stark im Abfallgebiet. Mit der Probe nach H. Bennek ist die Kerbschlagzähigkeit dagegen durchweg sicher in der Hochlage. Ebenso ergibt der Zugversuch bei  $-180^{\circ}$  einwandfreie Werte für Bruchdehnung und Einschnürung. Die Einschnürung zeigt dabei einen leichten Abfall, die Bruchdehnung steigt an.

An den Stählen CrNi B und CrNi C ist noch besonders der Einfluß des Kohlenstoffgehalts und der Vergütungsfestigkeit auf das Verhalten bei tiefen Temperaturen untersucht worden, wobei der hohe Legierungsgehalt der Stähle den Vorteil bot, daß Unterschiede im Vergütungszustand,

Zahlentafel 6. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Chrom-Nickel- und Chrom-Molybdän-Stähle.

Stahlbezeichnung	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Al	% Cr	% Ni	Sonstiges %
CrNi A <sup>1)</sup>	0,15	0,26	0,42	0,014	0,010	n. b.	1,82	4,21	0,93
CrNi B <sup>1)</sup>	0,13	0,30	0,40	0,011	0,010	0,010	1,52	4,11	1,03
CrNi C <sup>1)</sup>	0,31	0,31	0,57	0,011	0,010	n. b.	1,22	4,20	0,92
CrNi D <sup>2)</sup>	0,20	0,37	0,53	n. b.	n. b.	0,15	1,49	1,59	0,42
CrNi I <sup>3)</sup>	0,08	0,26	0,69	n. b.	n. b.	0,08	1,51	1,64	—
CrNi II <sup>3)</sup>	0,19	0,30	0,76	n. b.	n. b.	0,08	1,60	1,68	—
CrNi III <sup>3)</sup>	0,29	0,32	0,78	n. b.	n. b.	0,10	1,66	1,66	—
CrMo I <sup>2)</sup>	0,20	0,35	1,10	n. b.	n. b.	0,010	1,09	—	0,43
CrMo II <sup>2)</sup>	0,19	0,34	0,51	n. b.	n. b.	0,014	2,44	—	0,42
CrMo III <sup>1)</sup>	0,21	0,33	0,39	0,018	0,017	n. b.	2,65	—	0,41

1) Betriebsschmelzung. — 2) 50-kg-Versuchsguß. — 3) 30-kg-Versuchsguß.

die bei niedriger legierten Stählen durch die Unterschiede im Kohlenstoffgehalt auftreten können, von vornherein ausgeschaltet sind. Es zeigt sich, daß sich die bei Raumtemperatur bestehenden, durch die Abweichungen in der Vergütungsfestigkeit bedingten Unterschiede in der Kerbschlagzähigkeit mit abnehmender Temperatur stark verringern. Auch bei der Temperatur der flüssigen Luft liegen aber die Werte für die niedrigere Festigkeitsstufe durchweg höher als für die höhere Festigkeitsstufe. Mit steigender Festigkeit wird der Abfall der Kerbschlagzähigkeit offenbar flacher, verschiebt sich aber in seiner Temperaturlage nicht wesentlich. Bemerkenswert sind die guten Kerbschlagzähigkeitswerte, die der Stahl CrNi C nach Vergütung auf  $140 \text{ kg/mm}^2$  Zugfestigkeit bei  $-180^{\circ}$  noch ergibt.

Auch die durch den Einfluß des Kohlenstoffgehaltes bedingten Unterschiede verringern sich zu tiefen Temperaturen hin. Bei rd.  $100 \text{ kg/mm}^2$  Vergütungsfestigkeit ergibt der Stahl CrNi C mit  $0,31\%$  C bei  $-180^{\circ}$  mit der DVM- und VGB-Probe sogar etwas höhere Kerbschlagzähigkeitswerte als der auf etwa gleiche Zugfestigkeit vergütete Stahl CrNi B mit  $0,13\%$  C, während die mit der Probe nach H. Bennek erhaltenen Kerbschlagzähigkeitswerte auch bei der tiefen Temperatur für den höher kohlenstoffhaltigen Stahl niedriger liegen als für den Stahl mit dem geringeren Kohlenstoffgehalt. Man kann sich dieses Ergebnis, das sich späterhin auch bei den Chrom-Nickel-Stählen I bis III (Zahlentafel 6) noch einmal wiederholt, so erklären, daß die eingelagerten Karbide zwar in der Hochlage die Verformungsfähigkeit

Zahlentafel 7. Festigkeitseigenschaften bei tiefen Temperaturen von Chrom-Nickel- und Chrom-Molybdän-Stählen nach Zahlentafel 6.

Stahlbezeichnung	Vergütungsquerschnitt	Wärmebehandlung	Prüf-temperatur °C	Streckgrenze $\text{kg/mm}^2$	Zugfestigkeit $\text{kg/mm}^2$	Bruch-dünnung (L = 5 d) %	Einschnürung %	Kerbschlagzähigkeit in $\text{mkg/cm}^2$			Brinell-härte <sup>3)</sup> 5/750
								DVM-Probe	VGB-Probe	Probe nach H. Bennek	
CrNi A	50-mm-Blech	850°/Oel, 2 h 650°/Oel	+ 20 — 75 — 180					20,2; 20,5 14,8; 17,6 6,1; 6,5	33,8; 35,9 26,5; 28,2 15,5; 17,7	31,7; 32,2 31,8; 33,7 26,2; 27,1	255 bis 257
CrNi B 0,13 % C	40 mm □	850°/Oel, 2 h 620°/Oel	+ 20 — 75 — 180	74; 75 80; 80 106; 109	85,4; 85,8 91,0; 89,6 122,5; 122,2	22,6; 21,8 20,6; 21,8 26,0; 26,4	75; 75 72; 73 59; 59	22,1; 22,6 15,7; 17,0 2,2; 2,7	37,2; 39,1 26,5; 27,0 5,2; 7,6	31,4; 33,2 28,4; 29,4 24,4; 24,9	252 bis 255
		850°/Oel, 2 h 550°/Oel	+ 20 — 75 — 180	95; 97 102; 102 131; 126	105,8; 105,8 110,8; 110,0 138,3; 139,7	17,2; 17,6 17,4; 18,6 — <sup>1)</sup> ; 14,6	68; 68 66; 68 — <sup>1)</sup> ; 55	18,1; 19,7 9,7; 9,9 1,8; 1,9	29,0; 31,3 20,4; 20,7 3,2; 4,2	28,0; 29,9 26,3; 26,8 17,8; 19,0	302 bis 317
CrNi C 0,31 % C	40 mm □	850°/Oel, 2 h 620°/Oel	+ 20 — 75 — 180	87; 89 92; 92 120; 120	99,5; 101,0 106,5; 107,8 138,2; 135,8	19,0; 18,4 18,0; 19,6 22,2; 21,8	58; 58 58; 56 50; 47	10,0; 10,3 6,4; 7,2 3,2; 3,4	16,9; 21,2 13,5; 15,3 5,3; 6,7	19,9; 20,8 17,1; 18,6 15,0; 15,0	288 bis 295
		850°/Oel, 2 h 450°/Oel	+ 20 — 75 — 180	121; 121 123; 123 150; 153	141,6; 141,8 147,0; 147,2 177,8; 177,9	13,8; 12,6 13,8; 14,2 15,6; 14,6	50; 47 50; 48 41; 42	5,7; 5,9 4,3; 5,0 3,2; 3,2	10,9; 11,4 9,5; 10,4 5,9; 6,1	15,5; 16,8 11,5; 12,7 9,5; 10,6	420 bis 426
CrNi D	50 mm □	870°/Oel, 2 h 650°/Oel	+ 20 — 180	72; 69 108; 108/107	83,7; 82,8 115,9; 118,8	19,4; 20,4 19,3; 17,7	66; 69 54; 42	16,9; 17,6 2,0; 5,8	25,8; 29,3 14,0; 17,4	28,6; 29,0 20,5; 21,7	255 bis 256
CrNi I	50 mm □	900°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20 — 180	44/43; 45/43 86/82; 86/83	54,1; 54,3 87,3; 87,3	31,2; 31,2 34,0; 36,0	80; 80 69; 69	24,1; 27,2 0,6; 0,7	— —	30,0; 30,1 23,6; 26,3	150 bis 166
CrNi II	50 mm □	850°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20 — 180	58; 58 99/95; 98/96	72,7; 72,2 107,4; 107,6	25,8; 25,6 32,4; 33,2	74; 74 57; 61	21,1; 21,6 1,2; 2,6	— —	29,4; 30,3 19,6; 20,2	198 bis 219
CrNi III	50 mm □	850°/Wasser, 2 h 680°/Oel	+ 20 — 180	68; 67 108/104; 108/105	82,5; 82,2 119,7; 119,3	22,0; 23,2 15,6; 27,4	64; 68 13 <sup>3)</sup> ; 42	16,2; 17,0 2,1; 4,8	— —	26,1; 26,4 17,6; 17,8	219 bis 246
CrMo I	50 mm □	870°/Wasser, 2 h 650°/Oel	+ 20 — 75 — 180	73; 72 78; 74 107/105; 113/111	82,8; 82,1 88,8; 85,6 113,8; 119,3	20,6; 21,4 22,4; 22,4 25,2; 26,0	71; 71 70; 70 51; 58	19,9; 20,0 10,4; 15,2 2,6; 5,2	28,8; 29,4 24,3; 25,3 14,2; 14,8	29,0; 30,0 20,2; 22,7 18,3; 20,3	250 bis 256
CrMo II	50 mm □	900°/Wasser, 2 h 650°/Oel	+ 20 — 75 — 180	77; 77 81; 81 118; 118	88,3; 87,5 93,1; 92,5 123,1; 125,0	20,6; 19,0 20,2; 21,6 25,2; 24,0	72; 73 71; 71 55; 58	16,0; 17,2 12,0; 16,7 2,6; 6,2	27,3; 27,9 20,3; 20,8 4,4; 15,6	28,8; 29,7 24,9; 27,4 15,7; 19,9	259 bis 274
CrMo III	40-mm-Blech	900°/Wasser, 2 h 650°/Oel	+ 20 — 75 — 180					15,2; 16,3 9,2; 9,4 1,2; 1,2	26,4; 28,4 18,5; 20,4 3,1; 3,8	28,8; 30,0 27,0; 29,0 20,8; 21,4	231 bis 241

1) Längsriß. — 2) In der Meßmarke gerissen. — 3) Bei  $+20^{\circ}$ .

verschlechtern, im Abfallgebiet aber die Entstehung eines glatten Trennungsbruches in der ferritischen Grundmasse erschweren. Wie dies auch aus den Bildern 8 und 11 zu erkennen war, findet man bei höherem Kohlenstoffgehalt allgemein zwar eine geringere Kerbschlagzähigkeit in der Hochlage, aber einen allmählicheren und stetigeren Abfall zu tiefen Temperaturen als bei Stählen mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt<sup>12)</sup>. Da der Kohlenstoff auch die Vergütbarkeit verbessert, wird ein etwas erhöhter Kohlenstoffgehalt, etwa in der Höhe von 0,2 bis 0,3 %, für Stähle für tiefe Temperaturen im allgemeinen günstiger sein als ein besonders niedriger Kohlenstoffgehalt, der zwar bei Raumtemperatur sehr hohe Kerbschlagzähigkeit, dafür aber einen schrofferen Abfall zu tiefen Temperaturen ergibt. Eine Grenze für die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts wird nicht nur durch die mit zunehmender Festigkeit festzustellende allgemeine Verringerung der Verformungsfähigkeit gesetzt, sondern auch durch die Rücksicht auf die Schweißbarkeit des Stahles, die sich mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt rasch verschlechtert.

Für das Ergebnis der Zugversuche ist bemerkenswert, daß Streckgrenze und Zugfestigkeit zwischen +20 und -180° Prüftemperatur, wie schon aus den Versuchsergebnissen von Pomp, Krusch und Haupt<sup>9)</sup> hervorgeht, stets um annähernd den gleichen zwischen 30 und 40 kg/mm<sup>2</sup> gelegenen Absolutbetrag ansteigen. Das tritt besonders bei dem auf 140 kg/mm<sup>2</sup> Zugfestigkeit vergüteten Stahl CrNi C deutlich in Erscheinung. Die Bruchdehnungs- und Einschnürungswerte sind durchweg einwandfrei.

Der nickelärmere Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl D und die Chrom-Nickel-Stähle I bis III (Zahlentafel 6), die

<sup>12)</sup> Körber, F., und A. Pomp: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 7 (1925) S. 43/57; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1784/86.

bei steigendem Kohlenstoffgehalt sämtlich stark mit Aluminium beruhigt worden sind, ergeben bei dem vorliegenden Vergütungsquerschnitt mit Chrom- und Nickelgehalten von je 1,5 % praktisch etwa gleich gute Ergebnisse wie die hochlegierten Stähle (Zahlentafel 7). Eine Ueberlegenheit der hochlegierten Stähle wird erst dann deutlicher in Erscheinung treten, wenn bei stärkeren Abmessungen oder bei milderer Abkühlung ihre bessere Durchvergütbarkeit von Bedeutung wird. Erwähnt sei, daß mit den Chrom-Nickel-Stählen I bis III auch bei Ölvergütung noch einwandfreie Werte erreicht wurden.

Die Chrom-Molybdän-Stähle, die bereits von Pomp, Krusch und Haupt<sup>9)</sup> eingehend geprüft worden sind, verhalten sich bei einwandfreier Vergütung ähnlich wie die Chrom-Nickel-Stähle. Die Zahlentafeln 6 und 7 geben hierfür einige Beispiele. Es zeigt sich, daß auch für diese Stähle die Kerbschlagzähigkeit mit der DVM- und VGB-Probe bereits im Abfallgebiet liegt und daher stark schwankende Werte ergibt, wobei zwischen Stählen gleicher Zusammensetzung und gleicher Behandlung aus verschiedenen Schmelzungen häufig beträchtliche Unterschiede in den erreichten Werten auftreten. Mit der Probe nach H. Bennék liegt die Kerbschlagzähigkeit dagegen bei -180° durchweg noch sicher in der Hochlage, und im Zugversuch ergeben sich für Bruchdehnung und Einschnürung einwandfreie Werte. Der Aufwand an Legierungszusätzen wird sich dabei hier wie allgemein im wesentlichen nach den Anforderungen an die Durchvergütbarkeit, d. h. nach dem Querschnitt des zu vergütenden Stückes, richten. Bei dem bei den vorliegenden Versuchen verwendeten Vergütungsquerschnitt von 50 mm □ (Zahlentafel 7) ist bereits mit dem verhältnismäßig niedrigen Legierungsgehalt auszukommen, wie er in dem Stahl CrMo I (ECMo 100) vorliegt, der hier als Vergütungsstahl statt als Einsatzstahl Verwendung findet. (Schluß folgt.)

## Die Eisen schaffende Industrie der Vereinigten Staaten von Amerika bei Kriegsausbruch.

Von Ludwig Schoen in Berlin.

(Schlüsselstellung der Eisen schaffenden Industrie. Geographische Verteilung der Standortgruppen. Leistungsfähigkeit des Landes in der Erzeugung von Roheisen und Rohstahl. Die Leistungsfähigkeit der einzelnen Unternehmungen. Hüttenkokerieien. Einsatz der Arbeitskräfte. Finanz- und Kapitalverhältnisse.)

Als an der Wende des neunzehnten zum zwanzigsten Jahrhundert die Rohstahlerzeugung der Vereinigten Staaten von Amerika die Grenze von 10 Mill. t überschritten hatte, traten die Triebkräfte der rasch aufsteigenden Entwicklung ihrer Eisen schaffenden Industrie immer stärker in Erscheinung. Sie erwachsen ebenso aus der zeitweise stürmisch fortschreitenden wirtschaftlichen Erschließung der weiten Räume des Landes und aus der Entstehung und dem Ausbau neuer Grund- und Verbrauchsgüterindustrien wie aus der Notwendigkeit der Sicherstellung des Bedarfs einer bedeutenden und unausgesetzt wachsenden Bevölkerung. Eine Vorstellung von der Bedeutung der Eisen- und Stahlindustrie gewinnt man schon aus folgenden Zahlen der Gesamtstatistik (U. S. Census of Manufacturers<sup>1)</sup>). Es wurden in der Eisen schaffenden und weiterverarbeitenden Industrie (einschließlich Kesselbau, jedoch ohne Herstellung von Maschinen und Beförderungsmitteln) gezählt:

Jahr	Betriebsstätten	Lohnempfänger	Wert der Erzeugung (Mill. \$)
1925 . . .	6528	882 037	6621
1929 . . .	7222	920 882	7342
1933 . . .	7055	655 536	2769
1935 . . .	8105	879 089	4589
1937 . . .	8345	1 166 287	7480

<sup>1)</sup> Statistical Abstract of the United States.

Von sämtlichen Lohnempfängern aller Industrien entfielen in den angegebenen Jahren etwa 8 bis 12 % auf die Eisen schaffende und weiterverarbeitende Industrie, bei Hinzurechnung der Maschinenindustrie sogar 20 bis 24 %.

Geographische Verteilung der Standortgruppen.

Von der geographischen Seite aus gesehen, sind in nicht immer scharf voneinander getrennten Zügen folgende Standortgruppen erkennbar.

1. In dem Hinterlande des vom Atlantischen Ozean bespülten Küstengebietes zwischen Massachusetts, mit dem großen Ozeanhafen Boston im Norden, und Maryland, mit der bedeutenden Industriestadt Baltimore und der weit in das Land hineinführenden Chesapeake-Bucht im Süden, in dem „eastern seaboard“, treten zwei Eisenreviere in Erscheinung: im nördlichen Teile die Täler der Flüsse Lehigh, Schuylkill und Susquehanna-Lebanon sowie New Jersey, im Süden der Distrikt Maryland. Die in diesen Landesteilen stehenden Hochofen hatten ursprünglich eine ausreichende Rohstoffgrundlage in einheimischen Erzen und gewaltigen Mengen von Holzkohle. Diese natürlichen Vorteile traten seit dem Uebergange zur Befuerung der Hochofen mit Steinkohlenkoks und seit der Inangriffnahme der Eisenerzförderung im Gebiete der Oberen Seen zunächst in den

Hintergrund. Das waren die Jahre der Verlagerung des Hauptgewichtes der Eisen schaffenden Industrie in die größere Nähe der neuerschlossenen Eisenerzlagertstätten teils in den Bereich von Chicago (Staat Illinois, Südwestteil des Michiganses), teils in den Bereich von Pittsburgh (Staat Pennsylvania) und in die Nachbarschaft des pennsylvanischen Steinkohlenbergbaues. Im Laufe der Zeit erwuchs der Eisenindustrie im Atlantischen Küstengebiet eine vorteilhafte Aenderung ihrer Lage durch die billige Zufuhr überseeischer Erze und die Einnahmen aus den Neben-erzeugnissen der Hüttenkokereien. Als steigender Vorteil erwies sich weiter die Nähe kaufkräftiger Absatzgebiete, wie New York (Stadt), Philadelphia, Boston, Baltimore u. a.

2. In dem zahlreiche Standorte der Eisen schaffenden Industrie umschließenden Staate Pennsylvania fällt der Blick zunächst auf Pittsburgh (Grafschaft Allegheny), dann auf MacKeesport, Dusquesne, Homestead und Braddock als Schwerpunkte; daneben das Shenango- und Juniata-Tal sowie das übrige West-Pennsylvanien. Innerhalb des an Pennsylvania westlich angrenzenden Staates Ohio stehen die Hüttenwerke im Mahoning-Tale mit dem bekannten Youngstown als Mittelpunkt leistungsmäßig an der Spitze, in zweiter Linie folgen die Betriebe im Ohiotale sowie im Innern des Landes. In den Hochofenwerken dieses Gebietes werden ausschließlich Eisenerze aus den Erzgruben im Bereiche der Oberen Seen verhüttet. In der Brennstoffversorgung wirkt sich die Nähe oder geringe Entfernung des pennsylvanischen Steinkohlenbergbaues um so günstiger aus, als zahlreiche schiffbare Flußläufe das Land weithin aufschließen und ohne Umladung die Zufuhr der Rohstoffe auf dem Wasserwege bis zu den an ihren Ufern aufgebauten Hüttenwerken ermöglichen. Die Wasserstraßen können umgekehrt in weitgehendem Maße für die Beförderung der Erzeugnisse der Hüttenwerke nutzbar gemacht werden; sie finden eine glückliche Ergänzung zunächst in den großen Durchgangsstrecken der Ueberlandbahnen von den Hafentplätzen an der Atlantikküste nach den Hauptstädten der Industriegebiete im Mittelwesten (Chicago, Detroit, Cleveland); daneben steht ein ausgedehntes Netz von Verbindungs- und Nebenbahnen zur Verfügung.

3. In den Staaten der weiteren Umgebung der großen Seen waren noch wenige Jahre vor Ausbruch des ersten Weltkrieges erst bescheidene Anfänge von Eisenhüttenbetrieben sichtbar, aber nach knapp zwanzig Jahren hatten die Hüttenwerke im Gebiete der Seen diejenigen von Pittsburgh nahezu eingeholt. Die Standorte, die in Gruppen an den Küsten der Binnenseen liegen, reichen von Duluth (Westecke des Oberen Sees) über Milwaukee und Chicago (Südwestufer des Michiganses) sowie Toledo, Lorain, Cleveland im Seenabschnitt des Staates Ohio bis nach Buffalo, N. Y., an der Nordostecke des Eriesees. Wenn auch zwischen Buffalo, N. Y., und Duluth, Minn., die gewaltige Entfernung von etwa 1500 km liegt, bildet dieser Standortbereich der Hüttenwerke an den großen Binnenseen doch in gewissem Sinne eine wirtschaftliche Einheit. Die Rohstoffversorgung über die Wasserwege hat sich stets als besonderer Vorzug dieser Hüttenwerke ausgewirkt. Dies gilt in gleicher Weise für die Zufuhr der Eisenerze aus den Grubenbezirken am Oberen See, dann für Kalk und schließlich für Kohlen aus Ost-Kentucky, West-Virginia sowie Illinois und Indiana.

4. Einem weiteren, allerdings wesentlich kleineren Standortgebiete begegnen wir mehr nach Süden, beginnend in den südlichen Teilen von Ohio, dann in Virginia, West-Virginia, Kentucky, Tennessee bis zu der bedeutenden Eisen- und Stahlerzeugung im Staate Alabama. In diesem

hat Birmingham mit dem nahegelegenen Bessemer das Schwergewicht, ferner wäre Gadsden zu nennen. Nur ein Teil der in diesem Standortgebiete liegenden Werke (Süd-Ohio und einige Betriebe in Kentucky) verhüttet Erze aus den Gruben am Oberen See; die Werke in Virginia, Tennessee und Alabama decken ihren Bedarf an Eisenerzen aus Gruben dieser Staaten. Das gleiche gilt für die Brennstoffversorgung (einschließlich Kalk, Dolomite). Das vorgenannte Birmingham hat jedoch innerhalb eines Halbmesserkreises von 20 bis 25 km große Grubenbetriebe für Eisenerze, Kohle und Kalk und somit besonders günstige Verhältnisse in seiner Rohstoffversorgung.

5. Die übrigen Teile der Eisen schaffenden Industrie finden sich verstreut in den westlichen Staaten Colorado (Denver und Pueblo), dann in Missouri, Utah und in den Ländern der Pazifischen Küste (San Francisco, Los Angeles) und schließlich im äußersten Nordwesten, im Staate Washington.

#### Leistungsfähigkeit in der Erzeugung von Roheisen und Rohstahl.

Die einzelnen Staaten und Erzeugungsgebiete sind in *Zahlentafel 1* mit der jährlichen Leistungsfähigkeit ihrer Roheisen und Rohstahl erzeugenden Betriebsstätten aufgeführt. Den weitaus überragenden Anteil an der Erzeugungsfähigkeit für Roheisen und Rohstahl haben die Staaten Pennsylvania und Ohio mit zusammen je 54,5 %; der nächstgrößere Anteil von 31,7 und 29,2 % entfällt auf die Staaten im weiteren Bereiche der großen Binnenseen. In weitem Abstände folgen die Südstaaten, dann der Bereich der Atlantikküste und schließlich die Gebiete im Westen und am Stillen Ozean.

Zahlentafel 1. Geographische Verteilung der Leistungsfähigkeit im Jahre 1938.

(Nach dem statistischen Jahresbericht des „American Iron and Steel Institute“.)

Ordnungs-Nr.	Staat — Erzeugungsgebiet	Jährliche Leistungsfähigkeit (1000 t)		Anteil an der Leistungsfähigkeit	
		Roheisen	Rohstahl	Roheisen %	Rohstahl %
I.	Massachusetts . . . . .	175	—		
	Maryland/Delaware . . . . .	1 884	3 373		
	New Jersey . . . . .	—	221		
	<i>Teilsumme</i>	<i>2 059</i>	<i>3 594</i>	<i>4,1</i>	<i>5,0</i>
II.	Pennsylvania . . . . .	16 631	23 139		
	Ohio . . . . .	11 001	15 706		
	<i>Teilsumme</i>	<i>27 632</i>	<i>38 845</i>	<i>54,5</i>	<i>54,5</i>
III.	Illinois . . . . .	5 596	5 903		
	Indiana . . . . .	5 390	8 609		
	Michigan . . . . .	1 242	2 578		
	Minnesota . . . . .	277	300		
	New York (Staat) . . . . .	3 571	3 452		
	<i>Teilsumme</i>	<i>16 076</i>	<i>20 842</i>	<i>31,7</i>	<i>29,2</i>
IV.	Virginia . . . . .	32	—		
	West-Virginia . . . . .	846	1 830		
	Kentucky . . . . .	270	980		
	Tennessee . . . . .	36	—		
	Alabama . . . . .	3 029	2 201		
	<i>Teilsumme</i>	<i>4 213</i>	<i>5 011</i>	<i>8,3</i>	<i>7,4</i>
V.	Colorado . . . . .	546	885		
	Missouri . . . . .	—	456		
	Utah . . . . .	172	—		
	California . . . . .	—	722		
	Washington . . . . .	—	155		
	Sonstige Erzeugungsgebiete . . . . .	—	555		
	<i>Teilsumme</i>	<i>718</i>	<i>2 773</i>	<i>1,4</i>	<i>3,9</i>
	<i>gesamt . . . . .</i>	<i>50 698</i>	<i>71 065</i>	<i>100,0</i>	<i>100,0</i>



### Die Leistungsfähigkeit der einzelnen Unternehmungen.

Zur Beantwortung der naheliegenden Frage, welche Gesellschaften an der Roheisen- und Rohstahlerzeugung teilnehmen und wie hoch die auf die einzelnen Konzerne und Unternehmungen entfallenden Anteile an der Gesamtleistungsfähigkeit des Landes sind, ist die *Zahlentafel 2* bestimmt. In der namentlichen Aufzählung sind etwa 97 bis

Zahlentafel 2. Erzeugungsfähigkeit der einzelnen Gesellschaften.

Lfd. Nr.	Gesellschaft — Unternehmen	Jährliche Leistungsfähigkeit (1000 mt)	
		Roheisen	Rohstahl
1	Alan Wood Steel Company . . . .	152	76
2	Allegheny Ludlum Steel Corporation	—	550
3	American Rolling Mill Company <sup>1)</sup>	695	2 718
4	American Steel & Wire Co. of New Jersey <sup>2)</sup> . . . . .	1 118	. <sup>4)</sup>
5	Bethlehem Steel Company . . . .	6 852	10 404
6	Borg-Warner Corporation . . . .	—	115
7	Carnegie-Illinois Steel Corporation <sup>2)</sup>	15 504	. <sup>4)</sup>
8	Carpenter Steel Co. . . . .	—	38
9	Colorado Fuel & Iron Corporation	572	902
10	Columbia Steel Co. <sup>2)</sup> . . . . .	178	. <sup>4)</sup>
11	Continental Steel Corporation . .	—	330
12	Crucible Steel Company of America <sup>6)</sup>	—	233
13	Follansbee Brothers Co. . . . .	—	91
14	Granite City Pig Iron Co. . . . .	406	—
15	Granite City Steel Company . . .	—	366
16	Great Lakes Steel Corporation . .	1 468	. <sup>6)</sup>
17	Harrisburg Steel Corporation . .	—	91
18	Inland Steel Company . . . . .	1 349	2 804
19	Interlake Iron Corporation . . .	1 235	—
20	Jones & Laughlin Steel Corporation	3 212	3 566
21	Keystone Steel & Wire Company .	—	275
22	Laclede Steel Company . . . . .	—	225
23	Lukens Steel Company . . . . .	—	457
24	Midvale Company . . . . .	—	249
25	National Steel Corporation . . . .	. <sup>7)</sup>	3 455
26	National Tube Co. <sup>2)</sup> . . . . .	2 398	. <sup>4)</sup>
27	Otis Steel Company . . . . .	437	886
28	Pittsburgh Coke & Iron Company .	366	—
29	Pittsburgh Crucible Steel Co. <sup>8)</sup> .	467	630
30	Pittsburgh Steel Company . . . .	488	973
31	Republic Steel Corporation . . . .	3 861	6 457
32	Rustless Iron & Steel Corporation <sup>1)</sup>	—	41
33	Scullin Steel Company . . . . .	—	229
34	Sharon Steel Corporation . . . .	153	508
35	Sheffield Steel Corporation <sup>9)</sup> . .	—	. <sup>10)</sup>
36	Sloss-Sheffield Steel & Iron Company . . . . .	508	—
37	Standard Steel Works Company . .	—	107
38	Tennessee Coal, Iron & Railroad Co. <sup>2)</sup>	1 625	. <sup>4)</sup>
39	United States Steel Corporation . .	. <sup>3)</sup>	4)26 203
40	Vanadium Alloys Steel Company .	—	45
41	Wheeling Steel Corporation . . . .	1 063	1 778
42	Weirton Steel Company . . . . .	677	. <sup>6)</sup>
43	Wickwire Spencer Steel Company .	275	51
44	Witherbee, Sherman Corporation .	203	—
45	Woodward Iron Company . . . . .	457	—
46	Youngstown Sheet & Tube Company	2 847	3 170
gesamt		48 566	68 023

<sup>1)</sup> Tochtergesellschaft ist die Rustless Iron & Steel Corporation. — <sup>2)</sup> Betriebsgesellschaft im Konzern der United States Steel Corporation. — <sup>3)</sup> Die Roheisenkapazität der 5 Betriebsgesellschaften errechnet sich auf zusammen 20,823 Mill. mt jährlich. — <sup>4)</sup> Rohstahlkapazität der 5 Betriebsgesellschaften. — <sup>5)</sup> Tochtergesellschaft ist die Pittsburgh Crucible Steel Co. — <sup>6)</sup> Tochtergesellschaft der National Steel Corporation, in deren Rohstahlkapazität von 3,455 Mill. mt der Anteil der Betriebsgesellschaft mit enthalten ist. — <sup>7)</sup> Die Roheisenkapazität von zusammen 2,145 Mill. mt ist für die beiden Betriebsgesellschaften getrennt ausgewiesen. — <sup>8)</sup> Tochtergesellschaft der Crucible Steel Co. of America. — <sup>9)</sup> Tochtergesellschaft der American Rolling Mill Co. — <sup>10)</sup> Anteilige Rohstahlkapazität ist bei der Muttergesellschaft ausgewiesen.

98 % der handelsrechtlichen Firmen erfaßt. Die Anteile jeder einzelnen Gesellschaft an der Roheisen- und Rohstahlerzeugung beruhen überwiegend auf den Geschäftsberichten der betreffenden Unternehmungen für 1938, vereinzelt auch auf anderen Veröffentlichungen; Schätzungen sind auf wenige geringfügige Ausnahmefälle beschränkt geblieben. Die Mengenangaben sind vollständig in metrische Tonnen umgerechnet. Die Nichtberücksichtigung einiger kleinerer Unternehmungen in den *Zahlentafeln 2 und 3* ist für den Gesamtüberblick über die Eisen schaffende Industrie der Vereinigten Staaten deshalb bedeutungslos, weil es sich um einige Betriebe mit geringer Erzeugungsfähigkeit oder um solche handelt, deren Werksanlagen seit längerer Zeit stilliegen und erst nach durchgreifender Instandsetzung hätten wieder in Gang gesetzt werden können.

Die Zahl der reinen Hochofenwerke ist im Laufe der Zeit stark zusammengeschrumpft. Es überwiegen die gemischten, also der Roheisen-, Rohstahl- und Walzwerkserzeugung dienenden Betriebe. Ausschließlich mit der Erzeugung von Stahl, besonders von Edelstahl, sind einige zum Teil bedeutende Unternehmungen befaßt, neben welchen allerdings auch mehrere kleinere in Erscheinung treten. Unter Berücksichtigung der an der Roheisen- und Rohstahlerzeugung beteiligten Unternehmungen nach der Größenordnung der jährlichen Erzeugungsfähigkeit ergibt sich folgender Stand:

Zahlentafel 3. Größenordnung der jährlichen Leistungsfähigkeit.

	Gruppe der jährlichen Leistungsfähigkeit (1000 mt)	Roheisen			Rohstahl		
		Zahl	Unternehmungen jährliche Leistungsfähigkeit 1000 mt	Anteil %	Zahl	Unternehmungen jährliche Leistungsfähigkeit 1000 mt	Anteil %
I	250	4	686	1,42	13	1 591	2,34
II	251 bis 500	7	2 896	5,96	4	1 428	2,10
III	501 bis 1 000	4	2 452	5,05	6	4 449	6,54
IV	1001 bis 2 500	7	10 256	21,12	1	1 778	2,62
V	2501 bis 5 000	3	9 920	20,42	5	15 713	23,10
VI	5001 bis 10 000	1	6 852	14,11	1	6 457	9,49
VII	über 10 000	1	15 504	31,92	2	36 607	53,81
gesamt		27	48 566	100,0	32	68 023	100,0

In der Roheisenerzeugung ist danach der Anteil der kleineren Unternehmungen (Gruppen I bis III) an der Leistungsfähigkeit verhältnismäßig niedrig, 15 Unternehmungen verfügen über eine Roheisen-Leistungsfähigkeit von 6,034 Mill. mt. In den Gruppen IV und V beträgt die Roheisen-Leistungsfähigkeit von 10 Unternehmungen zusammen 20,176 Mill. mt, in den Gruppen VI und VII bei nur zwei Unternehmungen sogar 22,356 Mill. mt. Soweit die Rohstahlerzeugung in Betracht kommt, umschließen die Gruppen I bis III zusammen 23 Unternehmungen mit einer Erzeugungsfähigkeit von 7,468 Mill. mt; die 6 Unternehmungen der Gruppen IV und V haben zusammen eine jährliche Leistungsfähigkeit von 17,491 Mill. mt und schließlich die drei Unternehmungen der Gruppen VI und VII eine solche von 43,064 Mill. mt jährlich.

Bei Zugrundelegung der in *Zahlentafel 2* enthaltenen Roheisen- und Rohstahl-Leistungsfähigkeit sowie der Verhältniszahlen der *Zahlentafel 3* entfallen auf die vier größten Konzerne folgende Anteile an der gesamten Erzeugungsfähigkeit des Landes für Roheisen und Rohstahl:

Konzern	Roheisen %	Rohstahl %
United States Steel Corporation . . . .	42,9	38,5
Bethlehem Steel Company . . . . .	14,1	15,3
Republic Steel Corporation . . . . .	8,0	9,5
Jones & Laughlin Steel Corporation <sup>1)</sup> .	7,5	6,5

<sup>1)</sup> Unter Berücksichtigung der späteren Verschmelzung mit der Otis Steel Co.

Hüttenkokereien.

Die Ausstattung der Eisen schaffenden Betriebe mit Hüttenkokereien ist aus *Zahlentafel 4* ersichtlich. Abgesehen von wenigen Ausnahmen sind Hüttenkokereien bei allen Roheisen erzeugenden Hüttenwerken vorhanden; wo werkseigene Kokereianlagen fehlen, ist die Koksversorgung durch Zechenkokereien sichergestellt. Die Erzeugungsfähigkeit der ausgewiesenen Hüttenkokereien soll jährlich 41,207 Mill. mt metallurgischen Koks betragen gegenüber einer Roheisen-Leistungsfähigkeit der sie beherrschenden Hüttenwerke von 47,935 Mill. mt. Ob die Gewinnung von Nebenerzeugnissen in allen Hüttenkokereien betrieben wird, muß dahingestellt bleiben, weil die einschlägigen Quellen über diese Frage nicht immer erschöpfende Auskunft geben.

Die volle Ausnutzung der Roheisen-Leistungsfähigkeit und erst recht deren Verstärkung erscheint ohne gleichzeitige beträchtliche Erweiterung der Hüttenkokereien nicht möglich zu sein.

Zahlentafel 4. Hüttenkokereien.

Lfde. Nr.	Gesellschaft — Unternehmen	Jährliche Leistungsfähigkeit	
		Zahl	(1000 mt)
1	Alan Wood Steel Company . . .	1	200
2	American Rolling Mill Co. . . .	1	322
3	American Steel & Wire Co. of N. J.	1	340
4	Bethlehem Steel Company . . . .	5	6 435
5	Carnegie-Illinois Steel Corporation	4	12 500
6	Colorado Fuel & Iron Corporation	1	510
7	Columbia Steel Co. . . . .	1	230
8	Granite City Pig Iron Co. . . . .	1	305
9	Great Lakes Steel Corporation . .	1	855
10	Inland Steel Company . . . . .	1	1 082
11	Interlake Iron Corporation . . . .	4	1 730
12	Jones & Laughlin Steel Corporation	2	3 040
13	National Steel Corporation, davon:		. <sup>1)</sup>
	I. Great Lakes Steel Corporation	—	lfde. Nr. 9
	II. Weirton Steel Co. . . . .	—	lfde. Nr. 24
	III. Donner-Hanna Coke Corporation (50 % Beteiligung) . .	—	. <sup>2)</sup>
14	National Tube Co. . . . .	1	1 035
15	Otis Steel Company . . . . .	1	325
16	Pittsburgh Coke & Iron Company	1	407
17	Pittsburgh Crucible Steel Co. . . .	1	363
18	Pittsburgh Steel Company . . . . .	1	823
19	Republic Steel Corporation . . . .	6	3 865
20	Sloss-Sheffield Steel & Iron Co. . .	1	430
21	Tennessee Coal, Iron & Railroad Co.		1 730
22	United States Steel Corporation, davon:		. <sup>3)</sup>
	I. American Steel & Wire Co. of N. J. . . . .	—	lfde. Nr. 3
	II. Carnegie-Illinois Steel Corp. . .	—	lfde. Nr. 5
	III. Columbia Steel Co. . . . .	—	lfde. Nr. 7
	IV. National Tube Co. . . . .	—	lfde. Nr. 14
	V. Tennessee Coal, Iron & Railroad Co. . . . .	—	lfde. Nr. 21
23	Wheeling Steel Corporation . . . .	2	1 072
24	Weirton Steel Company . . . . .	1	587
25	Woodward Iron Company . . . . .	1	707
26	Youngstown Sheet & Tube Co. . . .	4	2 344
	gesamt	43	41 207

1) Gesamtleistungsfähigkeit der beiden Konzerngesellschaften jährlich 1,442 Mill. mt. — 2) Leistungsfähigkeit dieser Beteiligungsgesellschaft rd. 860 000 mt Koks. — 3) Leistungsfähigkeit aller Kokereien der United States Steel Corp. jährlich 15,835 Mill. mt Koks.

Erzeugung von Roheisen und Rohstahl.

Als die Blütezeit am Ende der zwanziger Jahre umzuschlagen begann, betrug die jährliche Erzeugungsfähigkeit der Hüttenwerke an Roheisen etwa 50 bis 51 Mill. mt, an Rohstahl etwa 64 Mill. mt. Die für 1929 ausgewiesene Erzeugungsfähigkeit für Roheisen hat bis Ende 1938 keine merkliche Veränderung erfahren; die für das erste Halbjahr

1938 geltende Berechnung der Roheisen-Leistungsfähigkeit in Höhe von rd. 51,5 Mill. mt umschloß jedenfalls auch alle seit mehr oder minder langer Zeit ausgeblasenen Hochöfen ohne Rücksicht auf ihre tatsächliche Betriebsfähigkeit. Die Rohstahl-Leistungsfähigkeit wuchs dagegen von rd. 64 Mill. mt (1929) bis 1933 auf rd. 72,5 Mill. mt an, wurde während der folgenden Jahre etwas niedriger mit rd. 71 Mill. mt ausgewiesen und stieg 1937/38 erneut auf etwa 72 Mill. mt.

Vor diesem Hintergrunde bietet die Erzeugung von Roheisen und Rohstahl im Laufe der Jahre 1929 bis 1938 folgendes Bild:

Jahr	Roheisen (Mill. mt)	Rohstahl (Mill. mt)
1929 . . . . .	43,296	57,336
1930 . . . . .	32,260	41,350
1931 . . . . .	18,721	27,361
1932 . . . . .	8,922	13,900
1933 . . . . .	13,559	23,604
1934 . . . . .	16,397	26,672
1935 . . . . .	21,715	34,638
1936 . . . . .	31,525	48,532
1937 . . . . .	37,721	51,378
1938 . . . . .	19,568	28,804

Selbst in den am günstigsten verlaufenen Jahren ist danach vor dem Krieg die Roheisen- und Rohstahlerzeugung weit unter der oberen Grenze der ausgewiesenen Erzeugungsfähigkeit zurückgeblieben, im schlechtesten Jahre 1932 wurden durch die Erzeugung nicht einmal 20 % der Leistungsmöglichkeit ausgenützt.

In der Roheisenerzeugung beträgt nach den einschlägigen betriebsstatistischen Ausweisen der Einsatzbedarf an metallurgischem Koks etwa 0,91 mt je Tonne hergestellten Roheisens. Die Erzeugungsfähigkeit der Hüttenkokereien brauchte mithin während der Jahre 1929 bis 1938 nur in einem dem wechselnden Bedarf der Hochofenwerke entsprechenden Maße innerhalb der Höchstgrenze von etwa 41,2 Mill. mt beansprucht zu werden; die Begrenztheit der Leistungsfähigkeit der Hüttenkokereien wäre jedoch alsbald offenbar geworden, wenn der Koksbedarf für eine Roheisenerzeugung von vielleicht 50 Mill. mt hätte sichergestellt werden müssen.

Einsatz der Arbeitskräfte.

Die eingangs erwähnte starke Inanspruchnahme von Arbeitskräften in der Eisen- und Stahlindustrie der Vereinigten Staaten löst naturgemäß die weitere Frage nach der Höhe der Zahl der in den Eisen schaffenden Betrieben verwendeten Arbeitskräfte aus. Als Arbeiter (Lohnempfänger) wurden beschäftigt:

Wirtschaftszweig	1933	1935	1937
<b>Kokereien</b>			
Betriebsstätten . . . . .	97	88	94
Beschäftigte Arbeiter . . . .	13 066	16 694	20 603
<b>Hochofenwerke</b>			
Hochöfen <sup>1)</sup> , Gesamtbestand . . .	268	258	241
Hochöfen unter Feuer . . . . .	68	124	95
Betriebsstätten . . . . .	72	72	87
Beschäftigte Arbeiter . . . . .	12 098	15 178	23 075
<b>Stahl- und Walzwerke<sup>2)</sup></b>			
Betriebsstätten . . . . .	394	396	410
Beschäftigte Arbeiter . . . . .	276 847	359 630	479 342

1) Einschl. der Hochöfen zur Herstellung von Eisenlegierungen. — 2) Einschl. der Betriebe zur Herstellung von Feinblech und Kleiseisenzeug.

Wie groß der Einsatz von Hilfskräften und schließlich der Anteil an Gehaltsempfängern (aufsichtführende Kräfte, Verwaltungspersonal) ist, läßt die Statistik für die letzten Jahre vor Kriegsausbruch leider nicht erkennen.

## Finanz- und Kapitalverhältnisse.

Ende 1938 betrug das begebene Aktienkapital der in *Zahlentafel 3* aufgeführten Gesellschaften und Unternehmungen (Vorzugs- und Stammaktien zusammengerechnet) 2445,63 Mill. S. In vielen Fällen war an dem genannten Stichtage in der Begebung der Aktien die obere Grenze des autorisierten Kapitals nicht erreicht. Diese obere Grenze ist rechnerisch nicht feststellbar, weil die vorkommenden Arten der Vorzugs- und Stammaktien sehr verschieden sind. Soweit, was häufig der Fall, die Vorzugs- und Stammaktien keinen Nennwert haben, wird bei Festsetzung des Kapitals lediglich die Höchstzahl der auszugebenden Vorzugs- und Stammaktien bestimmt, während die Ausgabekurse vielfach entsprechend dem „Substanzwert“ errechnet werden. Die Vorzugsaktien sind meist mit einer feststehenden Verzinsung ausgestattet, oft werden auch kumulative Zinsen gewährt, deren Maß von der Höhe der Dividenden der Stammaktien abhängig ist.

Die langfristige Verschuldung durch Obligationenanleihen betrug bei den gleichen Gesellschaften Ende 1938 zusammen 861,01 Mill. S. In dieser Summe sind auch Schuldverschreibungen mit darauf beruhenden Rechten zum Bezuge von Aktien enthalten, soweit die Ausübung der Bezugsrechte noch nicht erfolgt war.

Die Gesamtsumme der Bilanzposten „Gruben und Hüttenwerke sowie sonstige Betriebsanlagen“ erreichte Ende 1938 für die in die Untersuchung einbezogenen Gesellschaften zusammengerechnet 5160,51 Mill. S.; die darauf vorgenommenen (ausgewiesenen) Abschreibungen und Wertberichtigungen beliefen sich auf 2226,67 Mill. S, so daß ein reiner Buchwert von 2933,84 Mill. S verblieb.

Diese wenigen Zahlen ermöglichen die Feststellung, daß die den Gesellschaften zur Verfügung stehenden Mittel aus Begebung von Aktien sowie langfristigen Anleihen (zusammen 3306,64 Mill. S) den reinen Buchwert der sämtlichen Anlagevermögen (zusammen 2933,84 Mill. S) nicht unerheblich überstiegen.

Was die Höhe der gesamten Kapitalsanlage in der amerikanischen Eisen schaffenden Industrie anlangt, so dürfte sie bei Beginn des Jahres 1939 die Grenze von 5 Milliarden S erreicht, wenn nicht gar überschritten haben.

Im Gesamtbilde der Eisen schaffenden Industrie treten einige große Konzerne durch den hohen Anteil an der Erzeugung besonders in Erscheinung. Wenn auch die bei diesen Konzernen übliche Veröffentlichung nur der Sammelbilanzen, ohne gleichzeitige Bekanntgabe der Bilanzen der Betriebs- und sonstigen Tochtergesellschaften nur einen oberflächlichen Eindruck der geldlichen Grundlagen der zum Teil riesenhaften, weitverzweigten Unternehmungen vermittelt, so darf eine vergleichende Zusammenstellung der wichtigsten Zahlen der Sammelbilanzen der vier größten Konzerne der Stahlindustrie doch Aufmerksamkeit beanspruchen (*Zahlentafel 5*). Die überragende Stellung der United States Steel Corporation tritt in jeder Beziehung klar zutage; der alle sonstigen Maßstäbe sprengende Umfang dieses Konzerngebildes erklärt sich allerdings nicht allein durch den gewaltigen Vorsprung dieses einen Großkonzerns vor sämtlichen übrigen Unternehmungen in der Eisen schaffenden Industrie. Der Tätigkeitsbereich der United States Steel Corp. hat vielmehr durch ihr tiefes

## Zahlentafel 5. Die Sammelbilanzen der vier Großkonzerne.

(Stand vom 31. Dezember 1938.)

Bilanzposten <sup>1)</sup>	United States Steel Corp.	Bethlehem Steel Corp.	Republic Steel Corp.	Jones & Laughlin Steel Corp.	4 Gesellschaften zusammen
<b>Aktiven</b>					
Gruben und Hüttenwerke . . . . .	2344	791	384	251	3770
Abschreibungen . . . . .	1178	307	145	94	1724
Buchwert	1166	484	239	157	2046
Kasse, Bankguthaben, Schuldner in laufender Rechnung.	203	180	31	20	434
Vorräte . . . . .	308		58	43	409
Beteiligungen an Grundbesitz, langfristige Forderungen . . . . .	19	13	9	5	46
Sonstige Forderungen	15	22	11	2	50
Summe	1711	699	348	227	2985
<b>Passiven</b>					
Gesellschaftskapital	1013	415	172	116	1716
Rücklagen . . . . .	43	9	17	3	72
Rückstellungen, Gewinnvorräte . . . . .	332	65	59	47	503
Verbindlichkeiten: Langfristige Schuldverschreibungen usw. . . . .	244	170	89	48	551
Kurzfristige Gläubiger in laufender Rechnung, sonstige Zahlungsverpflichtungen . . . . .	79	40	11	13	143
Summe	1711	699	348	227	2985
Eigene Mittel . . . . . %	81,1	70,0	71,3	73,1	76,8
Fremde Mittel . . . . . %	18,9	30,0	28,7	26,9	23,2

<sup>1)</sup> Alle Beträge in Mill. S.

Eindringen in die Verarbeitung die jetzige Ausdehnung erlangt. Die den zweiten Platz haltende Bethlehem Steel Corp. hat neben dem großen Anteil an der Roheisen- und Rohstahlerzeugung einen hohen Rang im Schiffbau. Die beiden anderen Großkonzerne weisen in ihrem Arbeitsplan insofern eine besonders hervortretende Zielrichtung auf, als die Walzwerke der Republic Steel Corp. vorzugsweise für die Herstellung von Blechen aller Art für Zwecke des Kraftwagenbaues sowie von Röhren eingerichtet sind, während die Jones & Laughlin Steel Corp. vorzugsweise Röhren, Feibleche und außerdem Draht aller Art herstellt.

Nach den in *Zahlentafel 5* enthaltenen Zahlen aus den Sammelbilanzen der vier Konzerne vom 31. Dezember 1938 haben sie ein begebenes Gesellschaftskapital von zusammen 1716 Mill. S, d. s. rd. 70 % des Gesamtkapitals aller Unternehmungen der Eisen schaffenden Industrie. Eine ähnliche Verhältniszahl gilt für die Gesamtsumme der Buchwerte der Anlagevermögen. Zur Vervollständigung des Bildes sind schließlich in *Zahlentafel 5* die Anteile der in den vier Konzernen arbeitenden eigenen und fremden Mittel an der Gesamtfinanzierung errechnet. Auch in dieser Beziehung schneidet die United States Steel Corporation am günstigsten ab.

## Umschau.

### Vorschau auf die eisenhüttenmännischen Gedenktage im Jahre 1943.

Wie in den vergangenen Jahren<sup>1)</sup> geben wir auch für das Jahr 1943 nachstehend eine Vorschau auf die Gedenktage des Eisenhüttenwesens und der verwandten Gebiete, die der Pflege der geschichtlichen Ueberlieferung dienen soll. Die Vorschau erhebt keinen Anspruch auf Vollständigkeit und berücksichtigt nur solche Geschehnisse, die vom Jahre 1943 an gerechnet in einem durch 25 teilbaren Jahre zu verzeichnen gewesen sind und mindestens 50 Jahre zurückliegen. Aus dem Leben einzelner Männer sind erstmalig der 50. Todestag und der 100. Geburtstag erwähnt worden. Anregungen zum Ausbau dieser Vorschau werden gern entgegengenommen.

Vor 200 Jahren, am 4. Juli 1743, starb in Kassel der Hofbüchsenmacher Rudolf Dick. Er hat neben Büchsen, Flinten und sonstigen feinmechanischen Arbeiten uns einige prächtige Eisenschnittdenkmäler hinterlassen, so z. B. die Statuette des Landgrafen Karl von Hessen, die der Künstler aus dem vollen Eisenblock bildhauermäßig herausgespänt hatte.

Vor 175 Jahren, am 4. März 1768, wurde August Friedrich Wilhelm Holtzhausen geboren, der „Feuermaschinenmeister“ der Oberschlesischen Hüttenwerke, der in seinem Leben mehr als 50 Dampfmaschinen gebaut hat. Er ist aber nicht nur ein Pionier des Dampfmaschinenbaues überhaupt gewesen, sondern ihm war auch die Aufsicht über die sämtlichen Dampfmaschinen des ober-schlesischen und Waldenburger Gebietes übertragen, und er hat in dieser Eigenschaft sich große Verdienste erworben um die maschinelle Ausgestaltung der ober-schlesischen Berg- und Hüttenwerke zu Anfang des 19. Jahrhunderts.

Vor 150 Jahren, am 22. Februar 1793, wurde Friedrich Harkort geboren. Wir sehen in ihm zunächst den Wegbereiter der westdeutschen Maschinenindustrie, der nicht nur seinen Landsleuten beratend voranging, sondern ihnen auch durch die Tat die Notwendigkeit der Einführung neuer Herstellungsverfahren belegte. Nach seinem Ausscheiden aus der von ihm mit Heinrich Daniel Kamp im Jahre 1819 gegründeten Maschinenfabrik war er als Volksvertreter in des Wortes bester Bedeutung in den Gemeindevertretungen, in der Preußischen Nationalversammlung, im Parlament des Norddeutschen Bundes und im Deutschen Reichstag mit Erfolg bemüht, der Industrie und dem Verkehr die Wege zu ebnen, die Volksbildung zu verbessern u. a. m.

Am 11. Mai 1793 wurde Franz Anton Ritter von Gerstner geboren, ein Pionier des österreichischen Eisenbahnwesens.

Am 29. Juni 1793 erblickte Josef Ressel, der Erfinder der Schiffsschraube, das Licht der Welt.

Vor 125 Jahren, am 1. März 1818, beteiligte sich die Familie Stumm an den Dillinger Hüttenwerken und trat damit aktiv in die Saarindustrie ein.

Am 8. April 1818 erblickte August Wilhelm von Hofmann in Gießen das Licht der Welt, dem die organische Chemie viele ihrer Fortschritte in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts verdankt.

Am 20. April 1818 wurde in Springe bei Hannover Heinrich Göbel geboren, der bereits 20 Jahre vor Edison die elektrische Glühlampe erfand.

Am 20. April 1818 wurde Albrecht von Stoch geboren, der als General der Infanterie im Jahre 1872 zum Chef der Admiralität berufen wurde. Ihm verdankt die deutsche Flotte ihre Organisation und ihren ersten Ausbau. Sein Bestreben war es, die deutschen Kriegsschiffe auf deutschen Werften bauen zu lassen.

Am 6. Juni 1818 wurde Albert Poensgen in Kirschseifen in der Eifel geboren, der die Gasröhrenherstellung in Deutschland einführt und sein Werk im Jahre 1860 nach Düsseldorf verlegte. Dieses Werk bildete die Keimzelle zu den heutigen Röhrenwerken.

Am 18. Oktober 1818 wurde Ferdinand von Miller, der bekannte Erzgießer, geboren. Unter seinen großen Güssen sei besonders erwähnt die Bavaria von Schwanthaler.

Am 11. Dezember 1818 kam in Ferndorf bei Siegen Jakob Kocher zur Welt, der in den 1850er Jahren das Puddel- und Walzwerk Lehrkind, Falkenroth & Co. in Haspe leitete und in das er später als Kommanditist eintrat. Jakob Kocher gehört neben Leopold Hoesch und Reiner Daelen zu den Gründern

des Technischen Vereins für Eisenhüttenwesen, des Vorläufers des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute.

Am 28. Dezember 1818 wurde in Frankfurt a. M. Remigius Fresenius, der große Analytiker, geboren.

Vor 100 Jahren, im Jahre 1843, stellte Alfred Krupp hohlgeschmiedete Gewehrläufe aus Gußstahl her.

Im Jahre 1843 wurde Fridolin Reiser zu Gammertingen in Hohenzollern geboren. Er kam Ende der 1860er Jahre nach Kapfenberg, wo er durch volle 40 Jahre hindurch die Gußstahlfabrik von Böhler leitete. Sein grundlegendes Werk „Das Härten des Stahles in Theorie und Praxis“ ist in sämtliche Kultursprachen der Welt übersetzt worden.

Am 4. März 1843 wurde zu Hammarn in Schweden Erik Johan Ljungberg geboren. Er war in vieler Beziehung maßgebend bei der Einführung neuer Verfahren der Eisen- und Stahlerzeugung, beispielsweise des Siemens-Martin- und des Thomasverfahrens sowie der Elektrostahlerzeugung, in seinem Heimatland beteiligt.

Am 26. März 1843 wurde zu Waldau bei Kassel Andreas Nägel geboren, der die Sächsischen Gußstahlwerke in Döhlen in den letzten Jahrzehnten des 19. Jahrhunderts erfolgreich leitete. So führte er u. a. das Siemens-Martin-Verfahren dort ein und schuf damit die Grundlage zu der bedeutsamen Entwicklung des Werkes als Qualitätswerk.

Am 13. April 1843 erblickte Alexander Classen in Aachen das Licht der Welt. Von 1870 bis 1923 war er als Professor für analytische Chemie an der Technischen Hochschule Aachen tätig. Er verwandte schon frühzeitig die Elektrolyse zur quantitativen Bestimmung der Metalle. Seine Arbeiten erstreckten sich über das Gesamtgebiet der analytischen Chemie. Zahlreiche Veröffentlichungen zeugen von seinem großen Können und Wissen. Generationen von Studierenden haben voller Begeisterung vor seinem Lehrstuhl gesessen und vor allem seine einzigartige Experimentierkunst bewundert.

Am 18. April 1843 wurde Rudolf Böcking geboren. Er war nicht nur der erfolgreiche Leiter der Halberger Hütte, sondern hat sich auch als Saarländischer Wirtschaftsführer große Verdienste erworben.

Am 20. April 1843 wurde zu Neunkirchen a. d. Blies Friedrich Karl Glaser geboren, der sich nicht nur als Patentanwalt und als Mitglied des Ausschusses zur Schaffung eines neuen Patentsgesetzes im Jahre 1886, sondern auch als Gründer der „Annalen für Gewerbe- und Bauwesen“ sich um die technische Berichterstattung, hauptsächlich auf maschinentechnischem Gebiet, sehr verdient gemacht hat.

Am 27. April 1843 wurde in Soltau August Weinlig geboren, der sich nicht nur um den Ausbau der Geisweider Eisenwerke in den letzten Jahrzehnten des 19. Jahrhunderts, sondern auch um die gesamte Siegerländer Eisenindustrie große Verdienste erworben hat.

Am 17. Mai 1843 wurde Otto Adolf Ludwig Intze geboren, der als Lehrer für Baukonstruktion und Wasserbau an die Technische Hochschule Aachen bei ihrer Gründung berufen wurde. Er gehört mit zu den Vätern des Deutschen Normalprofilbuches. Am bekanntesten ist sein Name geworden durch den Bau großer Talsperren, unter denen nur die Urftalsperre mit 55 Millionen m<sup>3</sup> Inhalt genannt sei.

Am 31. Mai 1843 wurde Georg Christoph Mehrrens zu Bremerhaven geboren. Er war ein hervorragender Eisenbauer und war maßgebend an der Einführung des Flußstahles im Brückenbau beteiligt.

Am 14. Juni 1843 Geburtstag von Josef Gängl von Ehrenwerth, der mehr als 40 Jahre akademischer Lehrer in Leoben gewesen ist und eine Reihe bedeutsamer Veröffentlichungen, besonders eine frühzeitige über das Thomasverfahren, hinterlassen hat.

Am 25. Juni 1843 wurde zu Siegen Heinrich Maceo geboren, der als Geschäftsführer des Berg- und Hüttenmännischen Vereins zu Siegen und besonders auf dem Gebiete des Verkehrswesens bedeutsam gewesen ist.

Am 5. Juli 1843 wurde in Lüttich Eugen van der Zypen geboren. Er begründete im Jahre 1866 in Deutz eine Räderfabrik, der er in den 80er Jahren ein Stahlwerk anschloß, und die später mit der Wissener Eisenhütte zu den Vereinigten Stahlwerken van der Zypen und Wissener Eisenhütten-AG. vereinigt wurde.

Am 26. Juli 1843 wurde zu Braunschweig Max Uhlenhaut geboren, ein hervorragender Tiegelstahlfachmann und Mitarbeiter von Alfred Krupp.

<sup>1)</sup> Vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 297/99; 62 (1942) S. 75.

Am 28. Juli 1843 fand in Bonn eine Versammlung der Hütten- und Walzwerksbesitzer statt, um über Maßnahmen zu beraten. „welche zur Rettung des dem gänzlichen Ruin nahestehenden Eisengewerbes am geeignetsten erscheinen“.

Am 2. August 1843 wurde Siegfried Blau zu Tschirndorf in Niederschlesien geboren. Sein Name ist mit der Frühzeit des Mannesmann-Verfahrens zur Herstellung nahtloser Rohre aufs engste verbunden.

Am 12. August 1843 wurde zu Lendersdorf bei Düren R. M. Daelen geboren, der sich als Walzwerkskonstrukteur große Verdienste erworben und sich an den Facharbeiten des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute in hervorragender Weise beteiligt hat.

Am 4. September 1843 starb Hermann Dietrich Piepenstock. Er gründete im Jahre 1828 in Neuöge ein Weißblechwerk und im Jahre 1839 unter der Firma Piepenstock & Co. in Hörde das Puddel- und Walzwerk „Hermannshütte“, die das Kernstück des im Jahre 1852 gebildeten Hoerder Bergwerks- und Hüttenvereins darstellte.

Am 9. November 1843 wurde das Gesetz über die Aktiengesellschaften veröffentlicht.

Vor 75 Jahren, im Jahre 1868, fand auf dem Tegeler Schießplatz ein Wettschießen zwischen den Geschützen der Firma Armstrong und der Firma Krupp statt, das die vollständige Ueberlegenheit der Gußstahlkanone bewies und für die Einführung derselben bei der deutschen Marine entscheidend war.

Im Jahre 1868 wurde ein von Pierre Martin gebauter Herdofen zum Stahlschmelzen in Kapfenberg in Betrieb genommen. Wenn ihm auch keine allzu lange Lebensdauer beschieden war, so stellte er doch den ersten Siemens-Martin-Ofen auf deutschem Boden dar. Im folgenden Jahre nahm Alfred Krupp den ersten Siemens-Martin-Ofen in Dauerbetrieb.

Am 24. April 1868 starb Johann Franz Haniel in Ruhrort. Er ist Mitbegründer der „Hüttengewerkschaft Jacobi, Haniel und Huysen“, der Vorläuferin der Gutehoffnungshütte.

Am 27. Mai 1868 starb zu Linden in Hannover Georg Egestorff, der Begründer einer Maschinenfabrik zum Bau von Dampfmaschinen und Lokomotiven, aus der in den 1870er Jahren die Hanomag entstand.

Am 17. August 1868 wurde in Deutschland das metrische Maßsystem eingeführt.

Vor 50 Jahren, im Juli 1893, stellte Rudolf Diesel seine erste Versuchsmaschine fertig.

Im Jahre 1893 fand in Chicago die Columbianische Weltausstellung statt, die auch von der deutschen Eisenindustrie gut besucht und beschickt wurde. Unter den Ausstellungsgegenständen erregte ein Geschütz der Firma Krupp Aufsehen, das bei einem Kaliber von 420 mm eine Rohrlänge von 14 m und ein Rohrgewicht von 122 t aufwies. Gleichzeitig wurde dort auch die erste vorderseitig gehärtete Nickelstahl-Panzerplatte von 260 mm Stärke gezeigt.

Am 7. Februar 1893 starb im 86. Lebensjahre Ferdinand Steinbeis, der große Förderer der württembergischen Industrie.

Am 1. Mai 1893 ging das von Hermann Gruson im Jahre 1855 gegründete Grusonwerk in den Besitz der Firma Krupp in Essen über. Gruson ist der Schöpfer des deutschen Hartgusses. Er verwandte seine Erfindung jedoch nicht nur für Kriegszwecke, sondern auch im Eisenbahnwesen, auf dem Gebiete der Zerkleinerungsmaschinen u. a. m.

Am 14. August 1893 starb zu Mülheim a. d. Ruhr Josef Schlink, der als Mitglied des Vorstandes des Technischen Vereines für Eisenhüttenwesen den Anstoß zur Schaffung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute gab. Daneben war er der Vater der Zeitschrift „Stahl und Eisen“ und der Schöpfer der „Gemeinfächlichen Darstellung des Eisenhüttenwesens“.

Am 27. August 1893 verschied Carl Richter. Er wurde im Jahre 1871 Generaldirektor der damals gegründeten Aktiengesellschaft Vereinigte Königs- und Laurahütte und hat sich nicht nur als Betriebsführer hervorgetan, sondern vor allen Dingen auf dem Gebiete der Eisenverbände große Verdienste erworben.

Am 26. Oktober 1893 starb zu Karlsruhe Franz Grashof, der einmal als Lehrer am Polytechnikum zu Karlsruhe eine übertragende Tätigkeit ausgeübt und zum andern als Mitbegründer

des Vereins Deutscher Ingenieure und als Leiter der Zeitschrift dieses Vereins sich große Verdienste erworben hat.

Am 30. Oktober 1893 starb Hermann August Seger, der große Keramiker. Von ihm stammen die Segerkegel, kleine Tonkegel, die verschiedene Schmelzpunkte aufweisen.

Am 25. November 1893 starb Johann Bauschinger, dem die frühe Werkstoffprüfung zu großem Dank verpflichtet ist, da er als einer der Ersten systematische Untersuchungen über die Festigkeitseigenschaften von Eisen und Stahl durchführte.

Am 15. Dezember 1893 starb zu Ruhrort Hugo Haniel, ein eifriger Förderer der Rheinschiffahrt.

Herbert Dickmann.

## Die Zitronensäurelöslichkeit der Thomasschlacke.

Die Kenntnis des Systems  $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$  ist von großer Bedeutung für die weitere Erforschung des Gebietes der Thomasschlacke. Die Arbeit von G. Trömel<sup>1)</sup> ist daher besonders wertvoll. Sie schafft die Grundlagen, die in Zukunft volle Klarheit über die Löslichkeit der Phosphorsäure in der Thomasschlacke bringen können.

In Zusammenarbeit mit dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf wurden in den letzten Jahren auf der August-Thyssen-Hütte Versuche zur Verbesserung der Löslichkeit vorgenommen, deren Ergebnisse kurz wiedergegeben sind.

Die Bedeutung des Silizierungsfaktors für die Löslichkeit der Schlacke konnte in allen Fällen bestätigt werden. Der Beginn des Steilabfalls in der Löslichkeit lag bei Werten zwischen 0,34 und 0,36, während Th. Dunkel<sup>2)</sup> 0,31 gefunden hat.



Bild 1.  
Dünnschliff einer Konverterschlacke mit einem Silizierungsfaktor von 0,21  
Löslichkeit 87,9 %

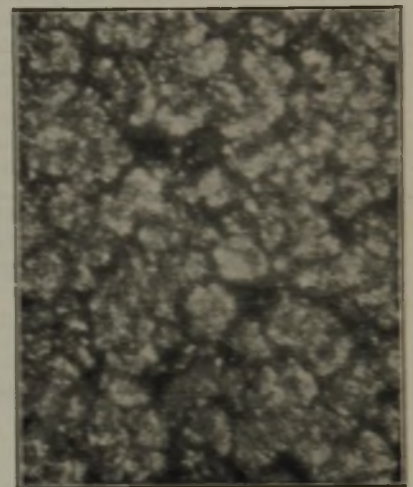


Bild 2.  
Dünnschliff einer Konverterschlacke mit einem Silizierungsfaktor von 0,35  
Löslichkeit 95,6 %

Bei der Prüfung von Dünnschliffen aus Konverterschlackenproben ließen sich die Schliffbilder in zwei Gruppen aufteilen. Dünnschliffe mit einem Silizierungsfaktor unter 0,30 zeigten ein wesentlich anderes Bild als Schliffe mit höheren Werten. Bild 1 zeigt in hundertfacher Vergrößerung die Aufnahme einer Konverterschlackenprobe mit einem Silizierungsfaktor von 0,21 bei einer Löslichkeit von 87,9%. Kennzeichnend ist das Auftreten langgestreckter weißer Platten, die bei einem Silizierungsfaktor von etwa 0,30 zuerst in Erscheinung treten und mit sinkenden Kieselsäuregehalten immer deutlicher werden. Bei Silizierungsfaktoren oberhalb 0,35 konnte diese Gefügestruktur nicht mehr beobachtet werden. Bild 2 zeigt eine Aufnahme derselben Schlacke wie Bild 1, nachdem in den Converter Sand zugegeben worden war. Das Verhältnis von  $\text{SiO}_2\text{:P}_2\text{O}_5$  ist 0,35, die Löslichkeit der Probe beträgt 95,6%. Im Dünnschliff sind die langen weißen Nadeln verschwunden. Die Zahl der langen Kristalle ist um so größer, je kleiner der Silizierungsfaktor in der Schmelze ist.

Bei allen Versuchen wurde eine Abnahme der Löslichkeit von der Konverterschlacke zum Mehl hin festgestellt. Die Löslichkeitsabnahme war um so größer, je kleiner der Silizierungsfaktor, d. h. je geringer die Löslichkeit der Konverterschlacke war (Bild 3). Beträgt die Löslichkeit von Konverterschlacken etwa 96%, so weist das Mehl nur eine solche von 92% auf. Bei Löslichkeiten in der Schlacke von 88% sind im Mehl nur noch

<sup>1)</sup> Stahl u. Eisen 63 (1943) S. 21/30 (Stahlw.-Aussch. 406).

<sup>2)</sup> Bericht Stahlw.-Aussch. VDEh Nr. 109 (1926); vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1205/07.

80%  $P_2O_5$  löslich. Diese Abnahme der Löslichkeit kann durch die verschieden schnelle Abkühlung der beiden Schlacken hervorgerufen werden. Die Konverterschlackenprobe erstarrt in der Kokille sehr rasch. Größere Seigerungen vermögen nicht aufzutreten. Die Abkühlung und Erstarrung des Schlackenklotzes dauert jedoch mehrere Stunden. Die Restschmelze wird nach dem Zustandsschaubild des quasibinären Schnittes  $2 CaO \cdot SiO_2 - 3 CaO \cdot P_2O_5$  immer kieselsäureärmer; schließlich kommt es bei

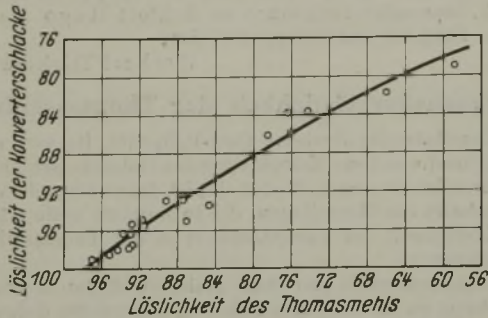


Bild 3. Zitronensäurelöslichkeit von Konverterschlacke und Thomasmehl.

einem Silizierungsfaktor von etwa 0,30 zu der Auskristallisation der lösungschwereren Phase S, deren Anteil um so größer sein muß, je kieselsäureärmer von vornherein die Schlacke war.

Um eine gute Löslichkeit auch im Mehl zu gewährleisten, muß bei der üblichen Abkühlung der Silizierungsfaktor der Konverterschlacke bereits oberhalb 0,34 liegen. Bei niedrigen Siliziumgehalten des Roheisens muß daher der Schlacke Kieselsäure in Form von Sand oder Silikaten beigegeben werden. Bei den Versuchen hat sich gezeigt, daß bei Zugabe größerer Mengen Sand oder Silikaten in den Schlackenkübel besonders bei kalt geführten Schmelzen ein nur geringer Teil gelöst und die Löslichkeit nur geringfügig verbessert wird. Eine Erklärung hierfür gibt ebenfalls die Arbeit von G. Trömel. Durch Erhöhung des Kieselsäuregehaltes steigt der Schmelzpunkt der Schlacke an. Die Schlacke ist dann nur noch so wenig überhitzt, daß sie im Schlackenkübel die Schmelzwärme für größere Sandmengen nicht mehr aufzubringen vermag.

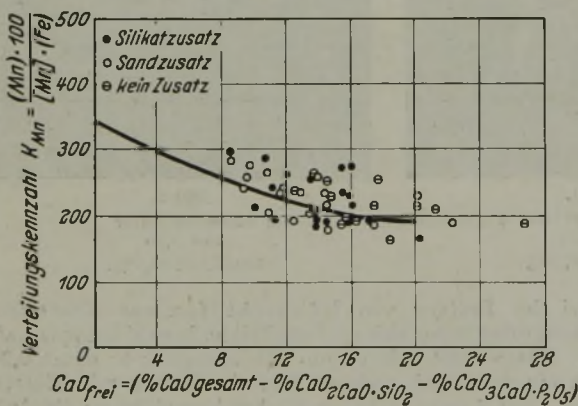


Bild 4. Abhängigkeit des  $K_{Mn}$ -Wertes vom freien Kalkgehalt.

Eine vollkommene Auflösung des Sandes oder der Silikate wird jedoch erreicht, wenn die Zugabe in den Konverter erfolgt und die Schmelze anschließend fertiggeblasen wird. Die Sandmenge wurde dem jeweiligen Silizium- und Phosphorgehalt des Roheisens so angepaßt, daß bereits in der Konverterschlacke der Silizierungsfaktor oberhalb 0,34 lag.

Der Zusatz der Silikatträger erfolgte bei den Versuchen etwa 1 min nach dem Uebergang durch den Kalktrichter. In diesem Zeitpunkt ist die Schlacke im Konverter noch nicht flüssig. Die Verblasbarkeit wurde hierdurch nicht verschlechtert. Auf die Entphosphorung des Stahles war kein Einfluß festzustellen.

Der Mangengehalt der Vorprobe verschlechterte sich entsprechend der verringerten Schlackenbasizität nur wenig. Bei Phosphorgehalten von 0,05 % wurden in der Vorprobe noch rund 20% vom Mangengehalt des Roheisens gefunden. Bild 4 gibt die Darstellung von  $K_{Mn}$ -Werten einiger Versuche in Abhängigkeit vom freien Kalkgehalt der Schlacke wieder. Die eingezeichnete Kurve wurde bei früheren Untersuchungen ermittelt. Die Punkte und Kreise stellen Versuche mit Sand und Silikatzusatz dar, während die Kreise mit Querstrich aus Versuchen ohne irgendeinen Zuschlag herrühren. Falls also bei Zugabe der Sili-

kate in den Konverter die freien Kalkgehalte oberhalb 12% liegen, ist die Abnahme des Mangengehaltes in der Vorprobe noch tragbar.

Die Schwefelverteilung zwischen Stahl und Schlacke verschlechtert sich, wie bekannt, mit Abnahme der Schlackenbasizität. Die Schwefelgehalte des Thomasroheisens können jedoch bei der Entschwefelung hinter dem Mischer so niedrig gehalten werden, daß auch bei verminderten freien Kalkgehalten die Schwefelgehalte im Stahl in den gewünschten niedrigen Grenzen liegen. Jacob Willems, Duisburg-Hamborn.

## Fortschritte in der Schweißtechnik im Jahre 1941.

[Schluß von Seite 34.]

### 3. Prüfverfahren.

H. Koch<sup>25)</sup> vergleicht die Verformungsprüfung nach dem in Deutschland üblichen Dornbiegeverfahren (DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 121) mit dem ungarischen<sup>26)</sup> und dem australischen faltversuch<sup>27)</sup> sowie dem schwedischen gelochten Zerreißstab<sup>28)</sup> und dem Verfahren mit gleichbleibendem Biegemoment nach H. Blomberg<sup>29)</sup>. Gegenüber den günstigsten Beurteilungsmöglichkeiten, der Einschnürung, zeigen alle diese Verfahren den Nachteil größerer Streuung. Untereinander geben alle gewisse Abweichungen voneinander, die aber nicht als eine schärfere Kennzeichnung der Verformungsfähigkeit anzusehen sind. Koch kommt zu dem Ergebnis, daß keine Veranlassung besteht, von dem faltversuch nach den deutschen, für die Werkstatt besonders geeigneten Verfahren abzugehen. Als Ergänzung für die Beurteilung des Schweißgutes selbst ist der Zugversuch aus reinem Schweißgut zu bevorzugen. Die Dehnungsmessung selbst hat nur dann Sinn, wenn sie im Zusammenhang mit der Dehnungsverteilung vorgenommen wird. In dieser Richtung sind Entwicklungsmöglichkeiten noch zu erwarten.

Von verschiedenen Seiten sind in jüngster Zeit Versuche angestellt worden, den von der Deutschen Reichsbahn für die Abnahme von Stahl St 52 vorgeschriebenen Aufschweißbiegeversuch<sup>30)</sup> durch ein anderes, weniger kostspieliges und zeitraubendes Prüfverfahren zu ersetzen. Aus Versuchen von E. H. Schulz und W. Bischof<sup>31)</sup> geht hervor, daß die Härteprüfung mit großer Belastung keinen Zusammenhang mit dem Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs erkennen läßt. Wertvoller erscheint die Mikrohärteprüfung, die mit dem Gefüge im Zusammenhang steht. Feines, durch die Erschmelzung oder Wärmebehandlung des Stahles bewirktes Sekundärgefüge ist Voraussetzung für einen gleichmäßigen Härteverlauf. Die bisherigen Ergebnisse mit einer Sonderkerbschlagprobe (Schlitzkerb) deuten darauf hin, daß die Ergebnisse mit der Korngröße im Zusammenhang stehen, jedoch scheint sie für die Beurteilung des Ausfalls des Aufschweißbiegeversuchs eines Stahles noch nicht anwendbar zu sein. Es besteht lediglich die Wahrscheinlichkeit, daß sie eine Unterscheidungsmöglichkeit über einen zufriedenstellenden oder ungenügenden Wert des Aufschweißbiegeversuchs einer einzigen Stahlart bietet. Dabei ist allerdings noch ungewiß, ob eine Übereinstimmung zwischen den verschiedenen Arten von Stahl St 52 in der Beurteilung zu erzielen ist. Die Untersuchungen an Chrom-Kupfer-Stahl St 52 ließen außerdem eine gewisse Parallelität zwischen dem Ausfall des Aufschweißbiegeversuchs und der Streckgrenze erkennen. Die übrigen Festigkeitseigenschaften ließen keine bestimmten Rückschlüsse zu. Zusammenfassend kommen die Verfasser zu dem Ergebnis, daß bis heute die Möglichkeit, den Aufschweißbiegeversuch durch ein einfacheres Prüfverfahren zu ersetzen, noch nicht besteht.

In der gleichen Richtung von H. Buchholtz<sup>32)</sup> angestellte Versuche führten zu dem Schluß, daß zur Prüfung der Rißeinigung unter starker Schrumpfbinderung der Einspannschweißversuch nach T. Swinden und L. Reeve<sup>33)</sup> ein geeignetes Verfahren darstellt. Zur Prüfung der Dicken-

<sup>25)</sup> Elektroschweißg. 12 (1941) S. 2/10, 20/25 u. 40/44.

<sup>26)</sup> Stahlbau 7 (1934) S. 20/21.

<sup>27)</sup> Stahlbau 8 (1935) S. 6.

<sup>28)</sup> Svetskommissionen: Schwedische Vorschriften für die Prüfung von Schweißarbeiten an Dampfkesseln und anderen unter Druck stehenden Behältern.

<sup>29)</sup> Elektroschweißg. 6 (1935) S. 61.

<sup>30)</sup> Technische Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn für Baustahl St 52 und Nietstahl St 44. Drucksache 918 156 vom Januar 1937.

<sup>31)</sup> Stahlbau 14 (1941) S. 41/47 u. 57/62.

<sup>32)</sup> Bautechn. 19 (1941) S. 386/92.

<sup>33)</sup> Quart. Trans. Inst. Weld. 1 (1938) S. 7/24; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 1148/49.

empfindlichkeit bleibt weiterhin der Aufschweißbiegeversuch zur Zeit unentbehrlich. Er läßt sich vielleicht durch einen den gesamten Querschnitt erfassenden Kerbbiege- oder Kerbschlagbiegeversuch ersetzen. Der Verfasser betont jedoch, daß es erforderlich sei, die zusammengefaßten Eigenschaftsgrößen, die durch den Aufschweißbiegeversuch ziemlich klar gekennzeichnet werden, nach Schweißempfindlichkeit und Verformbarkeit großer Querschnitte zu trennen. Für die heute im Stahlbau verwendeten Stähle St 37 und St 52 kann die Eignungsprüfung, wie sie oben angeführt wurde, zur Bewertung der Dickenempfindlichkeit wesentlich vereinfacht werden.

#### 4. Eigenschaften der Schweißungen.

P. Schoemaker und H. A. Bergsma<sup>34)</sup> untersuchten den Einfluß des Brennschnittes auf die Eigenschaften von elektrischen Schweißverbindungen bei den Stählen St 37, St 52, St 60 und St 70 mit Elektroden von 50 und 68 kg/mm<sup>2</sup> Zugfestigkeit im Schweißgut. Obwohl mit wachsender Festigkeit beim Brennschneiden eine ausgeprägte Wärmeeinflußzone mit zum Teil starken Härtungserscheinungen vorliegen, treten nach dem Schweißen kaum merkliche Unterschiede im Gefüge und in der Härte zwischen gehobelten und autogen geschnittenen Blechen mehr zu Tage. In einigen Fällen könnte man sogar darauf schließen, daß eine leichte Verbesserung erfolgt ist. Zur Prüfung der Frage, ob die beim Brennschnitt gebildete Oxydhaut einen ungünstigen Einfluß ausübt, wurden Zug- und Biegeversuche an gehobelten und gebrannten Proben durchgeführt, die ebenso nur geringe Unterschiede und kaum praktische Nachteile des Brennschneidens erkennen ließen. Diese Tatsache dürfte jedoch nur bei Verwendung umhüllter Elektroden zutreffen, da die meisten Umhüllungen die Fähigkeit haben, Eisenoxyd in größerem Maße zu lösen. Die Untersuchungen, ob Azetylen vom technologischen Standpunkt Leuchtgas, Butan und Propan überlegen ist, ergaben keine Anhaltspunkte für diese viel verbreitete Ansicht.

Wege zur Beurteilung der mechanischen Wertigkeit von Schweißverbindungen wurden von W. Kuntze<sup>35)</sup> gewiesen. Der mehraxiale Spannungszustand, wie er bei Schweißnähten an starken Profilen häufig zu verzeichnen ist, übt auf die Verformungsfähigkeit ebenso wie auf den Schwingungswiderstand einen nachteiligen Einfluß aus, während bei ruhender Beanspruchung meistens günstige Werte erzielt werden. Eine Verringerung der Festigkeit durch Spannungsspitzen deutet im allgemeinen darauf hin, daß die Verformungsfähigkeit des Werkstoffes ungenügend ist. Diese Eigenschaften lassen sich vorteilhaft an gekerbten Stählen nachweisen, bei denen die gewählte Kerbform bestimmte räumliche Spannungsverhältnisse erzeugt, denen gewisse Festigkeiten zugeordnet sind. Im Grenzfall lassen sich die Verhältnisse eines rein dreiaxialen Spannungszustandes mit gleichmäßiger Spannungsverteilung erreichen. Hieneben sind die Probengrößen von Einfluß. Werden gekerbte Stähle in allen maßgebenden Größen verhältnismäßig vergrößert, so steigt der Kerbeinfluß an; mit anderen Worten: ein Kerb bei dünnen Werkstoffen wirkt sich ungleich geringer aus als der gleiche Kerb bei dicken Werkstoffen. Für die Bewertung des Werkstoffes führt Kuntze den Begriff der „bezogenen Trennfestigkeit“ an, der angibt, ob ein Werkstoff unter Kerbwirkung zu Festigkeitsverlusten führt. Derartige Wirkungen können in Schweißnähten durch Poren und ähnliche Fehlererscheinungen ausgelöst werden. Den Kerbwirkungen steht die Verformungsfähigkeit, die Kuntze nach schädlicher und nützlicher Verformungsfähigkeit aufteilt, entgegen. Als nützliche Verformungsfähigkeit wird die Brucheinschnürung angegeben. Sie vermag den Zerstörungsvorgang zu verzögern. Schädliche Verformungsfähigkeit beruht dagegen auf der bei der Verfestigungsdehnung auftretenden Lockerung des Kristallaufbaus. An diesen Stellen tritt eine Zerstörungsdehnung auf, die nicht mit einer Einschnürungsdehnung verbunden ist. Man kann zwar nicht verlangen, daß die Einschnürungsdehnung des Schweißguts die gleiche wie die des Grundwerkstoffes ist; wichtig ist lediglich, daß der Grundwerkstoff in der Lage ist, etwa entstandene Schweißrisse aufzuhalten. Für gasgeschweißte Nähte liegen Versuchsergebnisse, wie sie für lichtbogengeschweißte Nähte festgestellt wurden, noch nicht vor.

Die mit Stählen höherer Festigkeit, besonders Stahl St 52, verbundenen Fragen, die in den letzten Jahren für den Stahlhochbau von Bedeutung waren, erörtert eingehend K. Klöppel<sup>36)</sup>, wobei die durch zahlreiche Versuche vermittelten Er-

kenntnisse vorausgesetzt werden. Die Ausführungen von Klöppel verdienen besondere Beachtung, da sie den heutigen Stand dieser Fragen wiedergeben. Die Entstehung des Sprödbrechens und sein Auftreten im Zusammenhang mit den Schweißspannungen, die besonders bei Stählen größerer Wanddicke und hoher Festigkeit große Ausmaße annehmen können und dabei in drei Achsrichtungen auftreten, wird eingehend behandelt. Kennzeichnend für so entstandene Sprödbüche ist, daß keinerlei Merkmale eines Gleitbruches auftreten, sondern reine Trennbrüche entstehen. Weiterhin ist wichtig, daß jede Störung des dreiaxialen Spannungszustandes, der bekanntlich Beanspruchungen ermöglicht, die weit über der Festigkeit des einaxial beanspruchten Werkstoffes liegen, zu Brüchen führen kann, da die Trennfestigkeit alsdann nicht mehr entscheidend ist. Als Störungen kommen Bohrungen, Anschnitte und ähnliche Bearbeitungsvorgänge in Betracht. Vielfach entsteht dabei die Umlagerung der Spannungen derart plötzlich, daß die Ribildung schlagartig auftritt. Zusammenfassend stellt Klöppel fest, daß „Dreiachsigkeit des Zugspannungszustandes, Kerbwirkung und Plötzlichkeit der Spannungsänderung unerläßliche mechanische Voraussetzungen für die Entstehung eines spröden Bruches sind“. Versuche mit segmentförmigen Kerben zeigten im Verhalten von Stahl St 52 die gleichen Merkmale wie beim Aufschweißbiegeversuch. Eine Aenderung der Biegeversuchseinrichtung derart, daß der Stempel durch zwei Rollen ersetzt wird, die außerhalb des Kerbgebietes angreifen, ergaben dagegen wesentlich günstigere Biegewerte. Es geht daraus hervor, daß dem Aufschweißbiegeversuch keine absolute, sondern nur eine vergleichende Bedeutung zukommen kann.

Von Klöppel nach dem von Stäblein entwickelten Biegepiefelverfahren ausgeführte Spannungsmessungen bestätigen die ausgesprochene Dreiachsigkeit sowohl bei der Aufschweißbiegeprobe als auch bei Trägerkehlnähten. Seine übrigen Ergebnisse wie Einfluß der Vorwärmung, Einfluß der Wanddicke decken sich mit den Angaben des Schrifttums. Besondere Beachtung verdient die Feststellung, daß bei Stahl St 52 sowohl die Aufschweißbiege- als auch Segmentprobe häufig Trennbrüche aufweist, was bei Stahl St 37 im Rahmen dieser Versuche nicht der Fall war. Beide Probenformen sind daher ohne weiteres vergleichbar. Vergleichende Untersuchungen an Trägern nach dem Wulstprofil und mit Kehlnähten hergestellten zeigen, daß die Spannungsverteilung bei beiden Trägerarten grundverschieden ist. Während die Kehlnaht außen Zugspannungen aufweist, liegen die Verhältnisse beim Wulstprofil umgekehrt. Beim Wulstprofil im Inneren entstehende Längsrisse sind schwieriger festzustellen, so daß hierdurch gegenüber dem Kehlnahtanschluß eine gewisse Unsicherheit entsteht. Es ist aber ungünstig, und das gilt sowohl für Kehlnaht- als auch für Wulstprofilträger, die Nähte an Stellen zu legen, in denen eine Verspannung in drei Ebenen möglich ist. Eine Verlegung der Halsnaht in das Stegblech läßt günstigere Spannungsverhältnisse erwarten. In den Schlußfolgerungen stellt Klöppel die für die Zukunft möglichen Wege in der Herstellung von Stahlbauten heraus, die sich auf die Stahlart und die baulichen und schweißtechnischen Maßnahmen besonders beziehen.

C. W. Garrett<sup>37)</sup> behandelt die günstigen und ungünstigen Einflüsse der verschiedenen Arbeitsgänge, angefangen mit der Stahlerschmelzung auf die Schweißseigenschaften von Elektroden. Nach seiner Ansicht sind Phosphor und Schwefel, besonders bei starker Seigerung, für die Schweißseigenschaften ebenso ungünstig wie Schlackeneinschlüsse. Ebenso schädlich sollen sich eingeschlossene Gase und die Gasbildung begünstigende Oxyde auswirken. Für Schweißelektroden wird vorwiegend ein unberuhigter Stahl verwendet. Besondere Beachtung ist dem Walz- und Ziehverfahren zu schenken. Ueberlappungen, in denen sich Oxyde und Ziehmittel befinden, sollen schädlich sein. Geglühte Drähte haben eine höhere Abschmelzgeschwindigkeit als hartgezogene, was aus dem Gefügebau erklärt wird. Soweit nackte Elektroden in Frage kommen, sind die Ansichten in Deutschland über den Einfluß von Schlackeneinschlüssen entgegengesetzt. Man versucht sogar vielfach, die Schmelze an Schlacke anzureichern, um eine gute Lichtbogenbeständigkeit zu erzielen. Ebensowenig sind Kalkrückstände auf der Drahtoberfläche als schädlich anzusehen.

Die Temperaturverhältnisse beim Lichtbogenschweißen von Stahl werden von E. Sudasch<sup>38)</sup> ermittelt, wobei die Temperaturverhältnisse und die sich daraus ergebenden Dehnungen und Schrumpfungen auf einer Meßlänge von 6 mm bei 8 mm Stahldicke festgestellt werden. Durch Berücksichtigung der beim Erwärmen bis 600° sich ergebenden Ausdehnung

<sup>34)</sup> Autogene Metallbearb. 34 (1941) S. 195/200.

<sup>35)</sup> Autogene Metallbearb. 34 (1941) S. 241/46.

<sup>36)</sup> Elektroschweißg. 12 (1941) S. 189/99; 13 (1942) S. 5/14 u. 25/28.

<sup>37)</sup> Wire & W. Prod. 16 (1941) S. 559/64.

<sup>38)</sup> Elektroschweißg. 12 (1941) S. 33/40.

und der Aenderung des Elastizitätsmoduls mit der Temperatur werden Kurvenzüge ermittelt, aus deren Verlauf sich Rückschlüsse auf die Spannungsrichtung, dagegen nicht über die absolute Spannungshöhe ziehen lassen. Für die Beurteilung von Verwerfungen geben die Temperaturkurven wertvolle Anhaltspunkte. Es wurde festgestellt, daß auch unterhalb 600° noch erhebliche bildsame Verformungen bei der vorliegenden Werkstoffdicke auftreten.

In einem Bericht des Unterausschusses für Wärmespannungen und Schrumpfung im geschweißten Schiffbau der „American Welding Society“ wurden die Ergebnisse der bisherigen Untersuchungen mitgeteilt<sup>39)</sup>. Die verwickelten Verhältnisse beim Schiffbau gestatten es nicht, zahlenmäßige Unterlagen für die Schrumpfmasse anzugeben. Die Beseitigung von Verwerfungen auf mechanischem Wege soll ebenso schädlich sein wie die Verfahren, die zur Verringerung der Schweißspannungen vorwiegend angewendet werden. Unter der Voraussetzung, daß der Schweißdraht den Anforderungen entspricht, daß ferner die Schweißbarkeit des Stahles gut ist und keine Risse vorliegen, wird die Festigkeit der Bauten durch Schweißspannungen nicht nachteilig beeinflusst.

Nach Mitteilungen von J. R. Dawson und A. R. Lytle<sup>40)</sup> kann durch langes Anlassen bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen die Zähigkeit von Gasschweißverbindungen wesentlich verbessert werden. Wurden Mehrlagenschweißungen 24 bis 72 h bei 107° oder 1 h bei 302° angelassen, so stieg ihre Bruchdehnung um 30 bis 50 % der ursprünglichen bei einer gleichzeitigen Verbesserung der Einschnürung. Dieses Verfahren hat sich vor allen Dingen bei Stählen mit Chrom-, Molybdän-, Nickel- und Kupfergehalten bis 0,6 % und bei Stählen mit Mangangehalten bis 1,4 % gut bewährt. Die Verbesserung soll bei den genannten niedrigen Temperaturen wesentlich größer sein als bei Temperaturen von 650°. Alle übrigen Festigkeitseigenschaften wurden dadurch nur geringfügig beeinflusst.

Unter Berücksichtigung der in den letzten Jahren gemachten Fortschritte in der Schweißtechnik sowie unter der Voraussetzung metallurgisch und technisch einwandfreier Arbeit empfiehlt M. Roux<sup>41)</sup> die Erhöhung der für die Schweiß zulässigen Beanspruchungen wie folgt:

Stahlsorte	Druckleitungen		Verteilungen	
	M I	M II	M I	M II
Spannung kg/mm <sup>2</sup>	11,0	12,0	10,0	11,0
	13,5	14,5	12,0	13,0

Für geschweißte Hohlkörper nimmt er an, daß einer Erhöhung der Bewertung der Schweißnaht bei Spannungsfreiglühen von 0,8 auf 0,95 nichts im Wege steht. Die Arbeit ist mit zahlreichen Abbildungen von ausgeführten einwandfreien Schweißarbeiten ergänzt.

Die Wirkung der Temperatur des Schweißstückes und der Windgeschwindigkeit auf die Eigenschaften von elektrisch geschweißtem unlegiertem Stahl ist Gegenstand einer Untersuchung von J. L. Miller und E. L. Koehler<sup>42)</sup>. Durch eine Verzögerung der Ausgangstemperatur und steigende Windgeschwindigkeit wird die Festigkeit nur wenig beeinflusst, dagegen nimmt die Dehnung zum Teil stark ab. In gleichem Umfang nimmt die Härte zu. Die ungünstige Wirkung einer auf das Schweißgut wirkenden hohen Windgeschwindigkeit wird dadurch verursacht, daß die Porosität und dem steigenden Gehalt an Sauerstoff und Stickstoff zugeschrieben. Bei Werkstoff mit schlechten Schweißigenschaften soll der schädigende Einfluß noch größer sein. Durch Verwendung stark ummantelter Elektroden soll der Einfluß wesentlich gemildert werden.

##### 5. Sonstiges.

Auf Grund jahrelanger Erfahrungen in der Ausbildung von Schweißern gibt T. B. Jefferson<sup>43)</sup> die Voraussetzungen wieder, die bei der Ausbildung zu berücksichtigen sind. An den Schüler sind folgende Forderungen zu stellen: Tauglichkeit, physisch gute Veranlagung und eine eindeutige Haltung zum Betrieb, die in der Willigkeit zur Zusammenarbeit zum Ausdruck kommt. Die Tauglichkeit zum Schweißen ist meist nach einigen Übungsstunden festzustellen. Körperlich einwandfreie Be-

schaffenheit gibt die Voraussetzungen für die Bewältigung von schwierigen Arbeiten. Die Sinnesorgane müssen fehlerfrei sein. Wenn auch die Erfahrungen gezeigt haben, daß die Aufnahme-fähigkeit oberhalb einer gewissen Altersgrenze abnimmt, so soll nach Jefferson das Alter nicht entscheidend sein. Besonderer Wert ist auf die Wahl des Lehrers zu legen. Der Stoff muß so dargeboten werden, daß er auch für weniger Begabte begreiflich ist. Schweißpraxis ist daher unerlässlich. Die besten Einrichtungen für die Ausbildung von Schweißern sind anzuwenden.

In Übereinstimmung mit obigen Ausführungen sind von der American Welding Society<sup>44)</sup> Vorschläge für die Ausbildung von Schweißern aufgestellt worden. Die Voraussetzungen sind einwandfreie Sprache, Gesundheit und guter Körperbau, normales Augenlicht und Gehör, gute geistige Veranlagung, keine körperlichen Gebrechen, die bei der Ausbildung des Schweißers hindern. Die ersten 20 Übungsstunden dienen zur Beurteilung der Eignung. Die Pflichten des Lehrers werden eindeutig festgelegt. Die Zahl der Schüler soll 15 nicht übersteigen und die Übungszeit etwa 160 Stunden betragen. Die praktischen Übungen sollen in Einklang mit den theoretischen Erläuterungen stehen. Die erforderlichen Einrichtungen und der Lehrstoff werden angegeben. Gleichzeitig werden Angaben über das amerikanische einschlägige Schrifttum und die Schweißnormen gemacht.

Nach Mitteilungen von J. C. Jublanc<sup>45)</sup> sind weiche Schweißdrähte entgegen der vielverbreiteten entgegengesetzten Ansicht günstiger schweißbar als hartgezogene Elektroden. Bei umhüllten Elektroden sind dagegen Unterschiede nicht festzustellen; aus Zweckmäßigkeitsgründen empfiehlt sich jedoch die Verwendung harter Elektroden. Die Beständigkeit des Lichtbogens wird durch Titanbeimengungen zum Kerndraht oder zur Umhüllung günstig beeinflusst. Kupfer- und Phosphorgehalte sind weniger schädlich als Schwefel. Der Schwefelgehalt wird für das Spritzen der Elektroden verantwortlich gemacht. In starkem Maße wirkt sich die Oberflächenspannung auf die Schweißigenschaften aus. Je größer die Oberflächenspannung ist, um so größer werden die Schweißtropfen und um so stärker werden die Spritzverluste. Durch Antimon wird die Oberflächenspannung nach amerikanischen Versuchen verringert. Weiter fordert der Verfasser ein bestimmtes Verhältnis zwischen dem Kohlenstoff- und Mangangehalt, und zwar soll der Mangangehalt mit wachsendem Kohlenstoffgehalt zunehmen. Bei niedriggekohlten Elektroden soll der Mindestmangangehalt 0,5 % betragen.

H. Pflug und R. Seeliger<sup>46)</sup> stellten Versuche an, um die Vorgänge beim Werkstoffübergang im Lichtbogen zu klären. Nach den Versuchen, über Oszillogramme die Einflüsse zu ermitteln, folgern sie, daß für den Werkstoffübergang die Auftragleistung, d. h. die in der Zeiteinheit übergehende Elektrodenmenge, die Heiz- und Kurzschlußzeit, von maßgebender Bedeutung sind. Einen entscheidenden Einfluß übt ferner die Oberflächenspannung des Elektrodenwerkstoffs aus, die aus einem Vergleich des Tropfgewichts bei verschiedenen Elektroden ermittelt wurde. Wie weit durch äußere Einflüsse, wie Verunreinigung, Oxydation oder Aufnahmen von Stickstoff, die Oberflächenspannung beeinflusst wird, steht noch nicht fest. Ebensowenig sind bisher die Kräfte im einzelnen bekannt, die bei dem Werkstoffübergang neben der Oberflächenspannung eine Rolle spielen.

A. L. Collin und R. P. Lowe<sup>47)</sup> untersuchten den Einfluß von Farbanstrichen auf die Schweißbarkeit von Stahl. Aus den Ergebnissen der Festigkeitsprüfung, besonders der Zugfestigkeit und Bruchdehnung, kommen sie zu folgender Reihenfolge steigender Schädlichkeit: Eisenoxyd, schnelltrocknende Bleimennige, Zinkoxyd, Leinöl, chinesisches Oel, Graphit, Bleimennige + Meta-Blei (Meta-Lead), Bleiweiß, Zinkchromat, Bleichromat, übliche Mennige und basisches Bleichromat. Mit Ausnahme von Mennige und der Chromate braucht, wenn die Festigkeit allein ausschlaggebend ist, der Anstrich vor dem Schweißen nicht entfernt zu werden. Andererseits begünstigen aber sämtliche Anstriche die Bildung von Gasblasen, führen zu geringem Schlagwiderstand und erschweren das Schweißen. Bei der Vorbereitung zum Schweißen muß daher besondere Sorgfalt angewendet werden. Das wichtigste Anstrichmittel, Bleimennige, wirkt sich zwar ungünstig aus, ist aber,

<sup>39)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 587/91.

<sup>40)</sup> Metals & Alloys 13 (1941) S. 208.

<sup>41)</sup> Eidgenössische Materialprüfungs- und Versuchsanstalt für Industrie, Bauwesen und Gewerbe. Zürich 1941. Nr. 132.

<sup>42)</sup> Weld. J. 20 (1941) Nr. 10 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 499/504.

<sup>43)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 608/11.

<sup>44)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 623/43.

<sup>45)</sup> Weld. Ind. 8 (1940) Nr. 9, S. 253/56; nach Krit. Schnellber. Schweißtechn. 9 (1941) Nr. 7, S. 3.

<sup>46)</sup> Wiss. Veröff. Siemens-Werke 20 (1941) S. 171/85.

<sup>47)</sup> Weld. J. 20 (1941) Nr. 8 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 348/51.



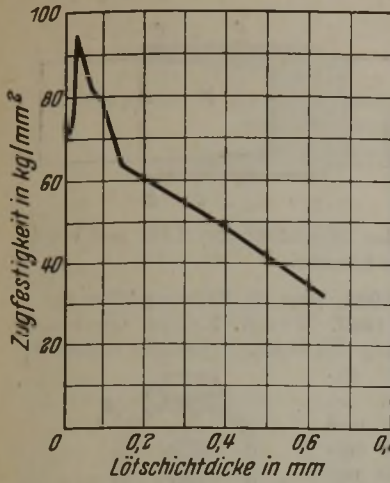


Bild 1. Verhältnis zwischen der Löt-schichtdicke und der Zugfestigkeit bei stumpfgeleitetem nichtrostendem Stahl.

Eisenbahnpersonenwagen in der Regel vorliegen, hat es sich nach A. M. Unger<sup>48)</sup> zur Vermeidung von Verwerfungen als zweckmäßig erwiesen, die Bleche vorzuspannen, und zwar in Richtung der größten Länge. Leichtes Hämmern hat sich ebenfalls günstig gezeigt, während stärkeres Hämmern wiederum zu Verwerfungen führte.

Zur Leistungssteigerung hat man neuerdings besonders für die Schweißung langer Träger Mehrfach-Punktschweißmaschinen entwickelt<sup>49)</sup>, die große Schweißgeschwindigkeit gewährleisten. Im vorliegenden Falle handelt es sich um eine Sechsfach-Punktschweißmaschine, deren Elektroden und Anpreßdrücke je nach ihrer Lage gesondert eingestellt werden müssen.

Beim Bau des Maastunnels zu Rotterdam ergab sich nach J. P. van Bruggen<sup>49)</sup> die Notwendigkeit, unter erhöhtem Druck zu schweißen. Eingehende Versuche zeigten, daß die handelsüblichen umhüllten Elektroden für diesen Zweck nicht geeignet waren, da sie stark spritzten und porige minderwertige Schweißnähte mit geringen Festigkeitseigenschaften ergaben. Aus diesem Grunde wurden Sonderelektroden entwickelt, die

<sup>48)</sup> Iron Age 107 (1941) Nr. 13, S. 52.  
<sup>49)</sup> Bautechn. 19 (1941) S. 429/41.

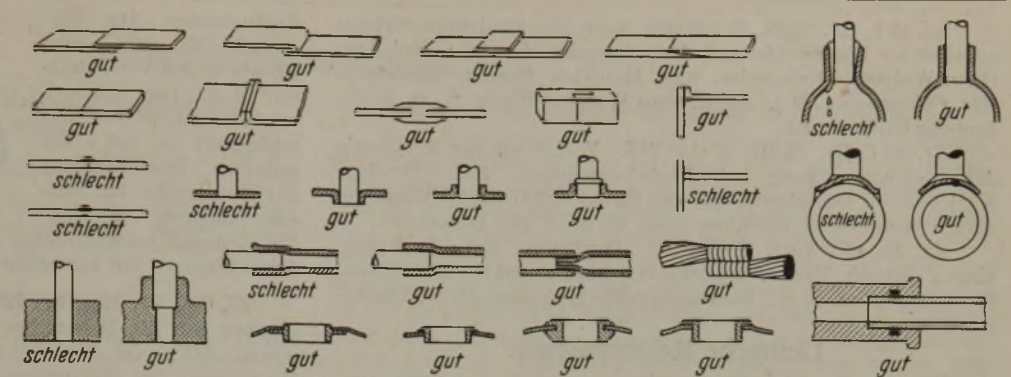


Bild 2. Gute und schlechte Lötverbindungen.

wenn Trocknungsmittel wie Manganoxid zugesetzt wird, weniger schädlich.

Beim Punktschweißen großer Flächen, wie sie bei der Außenwand von

den jeweiligen Druckverhältnissen angepaßt sein müssen. Einzelheiten über diese Elektroden werden nicht mitgeteilt.

Für die Verbindung von Stahl und Eisen-Nickel-Legierung haben sich nach Angaben von F. T. van Syckel<sup>50)</sup> zwei niedrigschmelzende Silberlote in jüngster Zeit weitgehend durchgesetzt, und zwar 1. mit 15% Ag, 80% Cu und 5% P (Schmelzpunkt 704°) und 2. mit 50% Ag, 18% Cd, 15,5% Cu und 16,5% Zn (Schmelzpunkt 635°). Die niedrigen Schmelzpunkte haben sich bei den verschiedensten Arbeiten kostensparend ausgewirkt. Die günstigsten Zugfestigkeiten (94 kg/mm<sup>2</sup>) werden, wie Bild 1 erkennen läßt, bei dünnsten Löt-schichten erzielt. Dementsprechend sind auch die Verbindungen durchzubilden; Bild 2 zeigt eine Gegenüberstellung von guten und schlechten Verbindungen. Die hohe elektrische Leitfähigkeit läßt sie besonders für die elektrische Industrie geeignet erscheinen. Der Einfluß der Temperatur wirkt sich allerdings ungünstig aus, und zwar nimmt die Festigkeit bis rd. 370° um 90% ab.

Ein selbsttätiges Schnellötverfahren wird von R. L. Briggs<sup>51)</sup> beschrieben. Für die Herstellung von Rohren werden Streifen in Kalibern eingebogen, zwischen deren Kanten eine Lötflöe eingeführt wird. Die Erhitzung erfolgt wie beim Widerstandsschweißverfahren durch Kaliberrollen. Anschließend an die Lötung wird die Lötstelle mit Wasser gekühlt. Wenn das Verfahren zur Zeit vorwiegend für Nichteisenmetalle angewendet wird, so kann es auf Grund seiner Leistungsfähigkeit auch für Stahl Bedeutung erlangen.

Wilhelm Lohmann.

<sup>50)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 527/32.  
<sup>51)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 621/22.

## Patentbericht.

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

(Patentblatt Nr. 2 vom 14. Januar 1943.)

Kl. 7 a, Gr. 18, G 100 287. Schmier- und Kühlvorrichtung für Walzwerkslager. Erf.: Ernst Reiter, Oberhausen (Rhld.). Anm.: Schloemann AG., Düsseldorf.

Kl. 7 b, Gr. 4/30, L 96 591. Mit einem nicht verlöteten, ringförmigen, innen glatten Hartmetallmantel versehener stählerner Rohrziehdorn. Erf.: Edgar W. Engle, Noroton (Connecticut), und Hershel Krynan Duncan, Stamford (Connecticut). Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 18 c, Gr. 2/23, W 106 173. Verfahren zur Erhöhung der Verschleißfestigkeit von Schienen. Erf.: Dipl.-Ing. Fritz Hofmann, Starachowice, Distr. Radom. Anm.: Witkowitz Bergbau- und Eisenhütten-Gewerkschaft, Mährisch-Ostrau, und Dipl.-Ing. Fritz Hofmann, Starachowice, Distr. Radom (Protektorat Böhmen und Mähren).

Kl. 18 c, Gr. 2/34, K 159 628; Zus. z. Zus.-Pat. 656 429. Einrichtung zum Härten von Zahnrädern. Erf.: Heinrich Schicht, Hückeswagen (Rhld.). Anm.: W. Ferd. Klingelberg Söhne, Remscheid-Berghausen.

Kl. 18 c, Gr. 3/15, R 97 193. Herstellung eines Gases für die Stahlzementation. Louis Renault, Billancourt, Seine (Frankreich).

Kl. 18 c, Gr. 5/30, Sch 123 644. Förderanlage zum Tauchen von Gegenständen in hintereinander angeordnete Behandlungsbäder. Erf.: Dipl.-Ing. Heinrich Schaefer, München. Anm.: H. & R. Schaefer, S. W. F.-Förderanlagen, München.

Kl. 18 c, Gr. 9/01, H 166 840. Glühvorrichtung mit drehbarem Träger und an seinem Umfang drehbar gelagerten Spindeln zur Aufnahme der zu erhitzenden Werkstücke. Erf.: Fritz

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

Hurth, München-Solln, und Adolf Koch, München. Anm.: Carl Hurth, Maschinen- und Zahnradfabrik, München.

Kl. 18 c, Gr. 10/06, R 102 214. Pendelofen zum Glühen kleinstückigen Gutes. Hans Werner Rohrwasser, Schkeuditz b. Leipzig.

Kl. 18 c, Gr. 11/01, M 152 950. Schachtofen mit durch den heb- und schwenkbaren Deckel geführtem Temperaturfühlerorgan. Erf.: Dipl.-Ing. Otto Michaelis, Düsseldorf. Anm.: Dipl.-Ing. Otto Michaelis, Glüh- und Härtetechnik, Düsseldorf.

Kl. 18 d, Gr. 2/10, D 83 123. Leitstücke für Dauermagnete. Erf.: Dipl.-Ing. Wilhelm Zumbusch, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, D 83 046. Stahl für Gegenstände mit hoher Dauerstandfestigkeit und guter Beständigkeit gegen schwefelwasserstoffhaltige Gasgemische. Erf.: Dr.-Ing. Gerhard Riedrich, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 18 d, Gr. 2/20, K 157 478. Gußeisen für Gegenstände, die mit flüssigem Metall in Berührung kommen. Erf.: Dr. Friedrich Walter, Essen. Anm.: Fried. Krupp AG., Essen.

Kl. 18 d, Gr. 2/30, D 82 770. Stahl für Spritzwerkzeuge für das Kaltspritz- bzw. Schlagziehvverfahren. Erf.: Dr.-Ing. Helmut Treppschuh, Krefeld. Anm.: Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 42 i, Gr. 9/10, N 42 978. Meßgerät zur kolorimetrischen Bestimmung der Temperatur glühender Körper. Ludwig Netter, Stuttgart.

Kl. 42 k, Gr. 20/02, M 147 892. Prüfstand für Kurbelwellen. Mitteldeutsche Stahlwerke AG., Riesa.

Kl. 42 k, Gr. 20/03, S 146 013. Verfahren und Vorrichtung zum Feststellen von Fehlstellen in Werkstücken mittels Ultraschalls. Erf.: Dr. phil. Reimar Pohlmann, Berlin. Anm.: Siemens & Halske AG., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 42 k, Gr. 23/01, W 109 991. Nach dem Eindringverfahren arbeiten der Härteprüfer mit Belastungshebel. Erf.: Dipl.-Ing. Otto Wolpert, Mannheim, und Heinrich Brahm, Egelsbach (Kr. Offenbach a. M.). Anm.: Otto Wolpert Werke G. m. b. H., Ludwigshafen a. Rh.

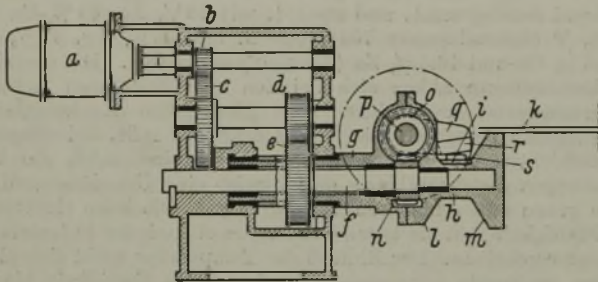
Kl. 42 l, Gr. 13/04, K 156 711. Verfahren zur Erfassung der Regeneinwirkung bei Freiluftversuchen. Erf.: Dr.-Ing. Karl Daeves, Düsseldorf, und Dr. Heinz Grüß, Berlin-Wannsee. Anm.: Kohle- und Eisenforschung G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 73, Gr. 5/02, K 163 762. Drahtseil. Erf.: Dipl.-Ing. Karl-Friedrich Mewes, Düsseldorf. Anm.: Kohle- und Eisenforschung G. m. b. H., Forschungsabteilung Düsseldorf, Düsseldorf.

**Deutsche Reichspatente.**

Kl. 49 c, Gr. 13<sub>03</sub>, Nr. 724 636, vom 15. Januar 1939; ausgegeben am 1. September 1942. Demag, AG., in Duisburg. (Erfinder: Hans Schmitz in Duisburg.) Schere zum Zerkleinern von bei Blechbesäumen anfallenden Saumstreifen oder sonstigem Walzgut.

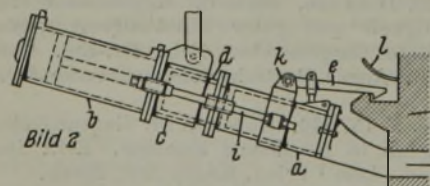
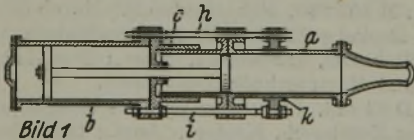
Der Motor a treibt über Zahnräder b, c und d, e den Messerträger an, der aus einem auf einer feststehenden Achse f sich



drehenden Gehäuse g besteht. Der Messerkopf h dient zur Auflage des durchlaufenden Schneidgutes und trägt das Messer i, dessen Ebene tangential an den zylindrischen Teil des Messerkopfes anschließt. Das Messer i läuft mit dem Messerkopf h in Richtung der Bewegung des Schneidgutes k, zu dessen Führung die Bunde l, m dienen. Mit Hilfe der Schraubenräder n, o wird die Welle p mit dem an ihrem freien Ende außerhalb des Gehäuses g angebrachten Schwinghebel q mit dem an ihm befestigten Messer r ständig gedreht. Die Messerschneide r kreuzt in dem Augenblick den Weg des Schneidgutes k, d. h. des Saumstreifens, wenn das Messer i ungefähr gleichgerichtet zur Laufrichtung des Schneidgutes steht. Das vorher durch eine Saumschere besäumte Blech s wird auf dem Bund m des Messerkopfes geführt.

Kl. 18 a, Gr. 4<sub>03</sub>, Nr. 724 674, vom 2. März 1939; ausgegeben am 3. September 1942. H. A. Brassert & Co. in Berlin-Charlottenburg. (Erfinder: John Miles in London.) Stichlochstopfmaschine.

Der hinter dem Massezylinder a geschaltete Druckmittelzylinder b ist mit einem Ende c um das Zwischenstück d des



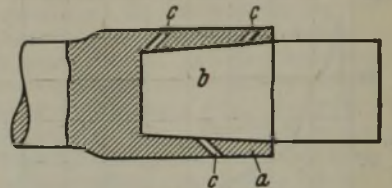
Massezylinders längs verschiebbar angeordnet und hat einen Spannhaken e, der beim Ansetzen der Maschine vor dem Stichloch f mit einem oberhalb des Stichloches am Ofen angeordneten Widerhaken od. dgl. g in Eingriff kommt. Der Spannhaken ist an einer über dem

Massezylinder a gleitenden und mit dem Zylinder b durch Ankerbolzen h, i verbundenen Schelle k schwenkbar gelagert und axial verstellbar. Oberhalb des Widerhakens g ist ein Gleitschild l derart angeordnet, daß die Stirnflächen des Widerhakens und der vordere Teil des Gleitschildes eine mauelförmige Öffnung bilden.

Kl. 7 b, Gr. 4<sub>30</sub>, Nr. 724 719, vom 31. Januar 1941; ausgegeben am 4. September 1942. Osnabrücker Kupfer- und Drahtwerk in Osnabrück. (Erfinder: Heinrich Koop in Osnabrück.) Dorn mit Verschleißteil zum Ziehen von Röhren.

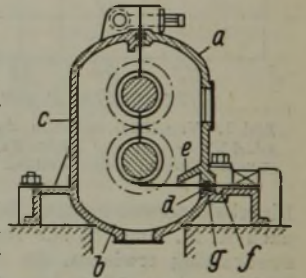
Der Hartmetallteil wird mit einem sich verjüngenden Zapfen in den Dornkopf a eingelötet oder eingeschweißt, und der

Zapfenkonus des Verschleißteiles geht ohne Absatz in den Verschleißteil über. Das Lot zwischen Dornkopf und Verschleißteil ist bei b angedeutet. Die Wandung des Dornkopfes hat eine oder mehrere Bohrungen c, damit beim Einlöten des Verschleißteiles Luft und etwa überschüssiges Lot entweichen können.



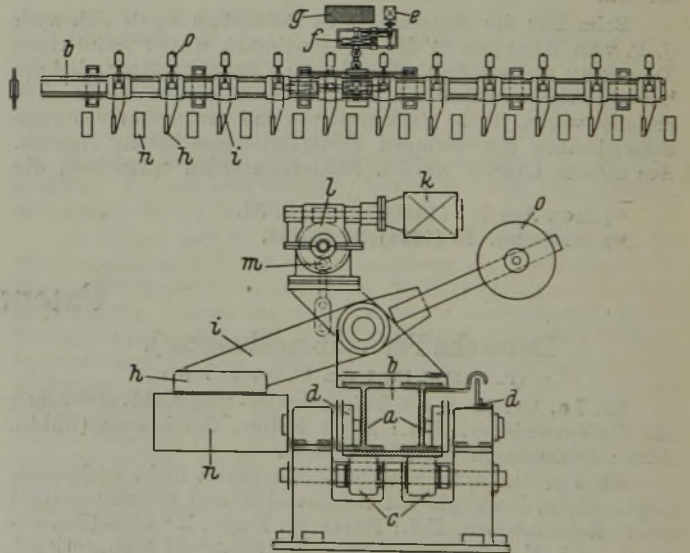
Kl. 7 a, Gr. 22<sub>03</sub>, Nr. 724 982, vom 13. Februar 1938; ausgegeben am 10. September 1942. Fried. Krupp Grusonwerk, AG., in Magdeburg-Buckau. (Erfinder: Rudolf Heckmann in Magdeburg.) Geschlossenes Kammwalzengerüst.

Der seitlich angeordnete und gleichzeitig Lagerkörperteile enthaltende Gerüstdeckel a bildet mit dem gleichzeitig die Oelfangschale b enthaltenden Gerüst c selbst eine fortlaufend waagerechte und senkrechte, d. h. winkelförmige Trennfuge d. Eine am Deckel a nach unten geneigte Schrägfläche e leitet das Spritzöl in die Schale b ab. Außerhalb des Gerüsts ist neben der Fuge d eine Oelsammelrinne f vorgesehen, die durch eine oder mehrere Kanäle g mit dem Oelfangraum b in Verbindung steht.



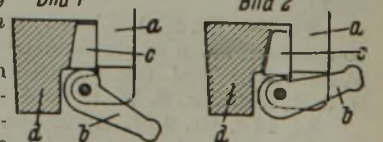
Kl. 7 a, Gr. 27<sub>01</sub>, Nr. 724 986, vom 27. April 1939; ausgegeben am 11. September 1942. Schloemann AG. in Düsseldorf. (Erfinder: Karl Neuhaus in Düsseldorf.) Vorstoßanordnung für Walzwerke.

Der aus den Trägern a gebildete Rahmen b ruht zwischen den Rollensätzen c, d und ist durch den Motor e und das Vor-



gelege f von der Bühne g aus hin und her verschiebbar. Die Anschlagstücke h sind an Schwingen i angeordnet, die durch je einen Motor k und Vorgelege l, m aus dem Bereich der Rollen n des Ablaufrollganges durch den Bedienungsmann auf der Bühne g herausgeschwenkt oder in die Arbeitslage eingeschwenkt werden können. Die Schwingen werden durch Gegengewichte o ausgewuchtet. Mit dieser Einrichtung kann man den jeweils in Betracht kommenden Anschlag durch Verschieben des ganzen Rahmens auch auf zusätzliche Kleinmaße in kürzester Zeit einstellen.

Kl. 7 a, Gr. 27<sub>02</sub>, Nr. 724 987, vom 10. August 1939; ausgegeben am 11. September 1942. Siemag, Siegener Maschinenbau-AG., in Dahlbruch über Kreuztal (Kr. Siegen). Feststellvorrichtung Bild 1 für die Führungskasten an Walzwerken.



Die nach unten ragenden Fortsätze der Führungskasten a haben Exzenterhebel b, die die Haltekeile c auf der Schrägen des Walzbalkens d zwischen diesen und die Führungskasten pressen. Bilder 1 und 2 zeigen die Feststellvorrichtung einmal mit gelöstem und einmal mit festgestelltem Führungskasten.

## Wirtschaftliche Rundschau.

### Spaniens Roheisen- und Rohstahlerzeugung im Oktober 1942.

	Roheisenerzeugung			Rohstahlerzeugung		
	1942	1941	1940	1942	1941	1940
	t	t	t	t	t	t
Januar . . . . .	43 843	38 013	46 183	55 164	56 764	64 043
Februar . . . . .	36 498	33 963	41 413	44 217	44 733	61 335
März . . . . .	45 422	42 049	49 890	54 520	56 448	64 772
insgesamt						
1. Vierteljahr . .	125 763	114 025	137 486	153 901	157 945	190 150
April . . . . .	44 776	45 011	47 663	63 296	63 510	69 301
Mai . . . . .	47 313	49 190	47 994	57 872	65 599	64 581
Juni . . . . .	46 654	49 697	49 438	54 057	61 458	64 490
insgesamt						
2. Vierteljahr . .	138 743	143 898	145 095	165 225	190 567	198 372
1. Halbjahr . . .	264 506	257 923	282 581	319 126	348 512	388 522
Juli . . . . .	47 600	50 376	51 543	55 224	60 403	66 446
August . . . . .	42 653	46 401	49 616	50 095	56 913	68 857
September . . . .	44 732	48 537	50 327	49 875	60 520	66 156
insgesamt						
3. Vierteljahr . .	134 985	145 314	151 486	155 194	177 836	201 459
1. bis 3. Vierteljahr	399 401	403 237	434 067	474 320	526 348	589 981
Oktober . . . . .	38 581	51 866	51 062	52 954	60 703	69 556

Die Roheisenerzeugung ist demnach im Oktober gegenüber dem Vormonat ziemlich stark zurückgegangen, was sich aus Schwierigkeiten der Kohlenversorgung erklärt. Bei Rohstahl ist eine kleine Steigerung eingetreten, doch bleibt die Monatsleistung wesentlich unter den Zahlen des gleichen Monats des Vorjahres und unter dem Durchschnitt des Jahres 1941 (56 775 t) zurück.

Die Roheisenerzeugung der Provinz Biskaya erreichte im Oktober 25 914 t und im November 28 834 t gegenüber 29 051 t im September und 22 313 t im November 1941. Im Vergleich zum Monatsdurchschnitt des Jahres 1941 mit 27 654 t werden die Ergebnisse der beiden letzten Monate in baskischen Fachkreisen auf Grund der noch immer bestehenden Kohlen-schwierigkeiten als befriedigend angesehen. Die Rohstahlerzeugung der Provinz Biskaya belief sich im Oktober und November 1942 auf 30 809 und 32 957 t gegen 29 075 t im September und 27 559 t im November 1941. Mit diesen Zahlen ist der Monatsdurchschnitt des Jahres 1941 mit 33 219 t nicht ganz erreicht worden.

### Stand der Stahlerzeugung in England.

Nach Meldungen der britischen Presse hat sich die Stahlerzeugung Großbritanniens im Jahre 1942 auf ihrem hohen Stande behauptet, obwohl die Hochöfen zu den niederhaltigen, etwa 30 % betragenden heimischen Erzen, übergehen mußten, während die eingeführten Erze oft einen Eisengehalt von über 60 % enthielten. Im ganzen war die Stahlindustrie nicht mit Aufträgen auf schweren Panzerstahl überlastet, sondern mit solchen auf hochwertige Sonderstähle, beispielsweise für Panzer, Flugzeuge, motorisierte Geschütze, kleinere Kriegsschiffeinheiten usw. Der Mangel an höherhaltigen Erzen machte sich unangenehm bemerkbar, so daß an die Werke der Eisen schaffenden Industrie besonders hohe Anforderungen gestellt wurden.

### Ausbau der kanadischen Stahlindustrie.

In Kanada schreiten die Pläne zur Ausweitung der Stahlindustrie fort. Die Steel Company of Canada, Hamilton, und die Dominion Steel and Coal Corporation, Sydney, N. S., sind mit der Aufstellung neuer Siemens-Martin-Oefen beschäftigt, die bis Ende 1942 in Betrieb kommen sollten. Augenblicklich beträgt Kanadas Leistungsfähigkeit in Stahl und Stahlguß 2 957 000 t jährlich, oder etwa 870 000 t mehr als 1939 (2 087 000 t). Man schätzt, daß Kanadas Stahlbedarf die Erzeugung gegenwärtig noch um 100 % übertrifft.

### Koninklijke Nederlandsche Hoogovens en Staalfabrieken N. V., Ijmuiden.

In dem am 31. März 1942 abgelaufenen Geschäftsjahr 1941/42 konnten die Betriebseinrichtungen in Gang gehalten und auch die Werkserweiterungen und -verbesserungen weitergeführt oder beendet werden. Der Abschluß weist einen Rohgewinn von 2 317 982 fl und nach Abzug von 1,5 Mill. fl Rücklagen sowie 6356 fl anderer Ausgaben einen Reingewinn von 811 627 fl aus. Hiervon werden 768 834 fl (3 %) auf die gewöhnlichen Aktien, 9270 fl (1½ %) auf die Vorzugsaktien und 3000 fl (4 %) auf die Prioritätsaktien ausgeteilt, während 30 522 fl auf neue Rechnung vorgetragen werden.

## Vereinsnachrichten.

### Fachausschüsse.

Donnerstag, den 28. Januar 1943, 10 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

#### 32. Vollsitzung des Maschinenausschusses

statt mit nachstehender Tagesordnung:

1. Wirtschaftlichkeit von Gas- und Dampfantrieben bei der Stromerzeugung im Eisenhüttenwerk. Berichterstatter: Dr.-Ing. M. Steffes, Esch (Alzig).
2. Gasgebläse und Turbogebälde für die Erzeugung von Hochofenwind. Berichterstatter: Dipl.-Ing. F. Thönnessen, Gleiwitz.
3. Stand der Metallbewirtschaftung.

\* \* \*

Freitag, den 5. Februar 1943, 9.00 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

#### 50. Vollsitzung des Stahlwerksausschusses

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Oxydische Ausscheidungen beim Vergießen von Stahl. Berichterstatter: Dr.-Ing. H. Wentrup und Dipl.-Ing. F. W. Linder, Essen.
2. Zur Herstellung chromhaltiger Stähle im basischen Siemens-Martin- und Elektrofen. Berichterstatter: Dipl.-Ing. W. Heischkeil, Essen.
3. Vorschläge für die zweckmäßige Einrichtung, Ausrüstung und Ueberwachung von Gaserzeugern. Berichterstatter: Oberingenieur G. Neumann, Düsseldorf.
4. Bericht über die mit einer Gasreinigungsanlage gemachten Erfahrungen. Berichterstatter: Dipl.-Ing. W. Blaschinz, Radenthein.
5. Ueber das Abgießen von Qualitätsstahl mittels Doppelausguß. Berichterstatter: Dr.-Ing. A. Mund, Düsseldorf.

### Eisenhütte Südwest,

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

Donnerstag, den 28. Januar 1943, 16.30 Uhr, findet im Haus der Technik Westmark, Saarbrücken, Hindenburgstr. 7, eine Sitzung des

#### Fachausschusses Kokerei

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Auswaschung von Ammoniak, Schwefelwasserstoff, Benzol, Naphthalin aus Koksofengas im Glockenwascher. Berichterstatter: Dr. Klein-Grothaus, Oberhausen.
2. Verschiedene Betriebsfragen.

### Eisenhütte Südost,

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

Samstag, den 13. Februar 1943, 17 Uhr, findet im Hörsaal I der Montanistischen Hochschule zu Leoben ein

#### Vortragsabend

statt, bei dem Direktor Dr.-Ing. Erwin Holweg, Teschen (O.-S.), über Möglichkeiten der Leistungssteigerung für Serienguß und Dipl.-Ing. Hans Neudecker, Kapfenberg, über Herstellung, Eigenschaften und Verwendung des legierten Stahlgusses sprechen werden.

Ab 19 Uhr zwanglose kameradschaftliche Zusammenkunft im Grandhotel in Leoben.

### Änderungen in der Mitgliederliste.

Baur, Walter, Direktor, Seefeld (Tirol), Haus Schwalbennest. 09 002

Birken, Georg, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Fried. Krupp AG., Hammerwerk-Formschmiede, Essen; Wohnung: Zweigertstraße 27. 38 307

- Branconi, Volker von*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Hüttenverwaltung Westmark GmbH. der Reichswerke „Hermann Göring“, Werk Hagendingen, Hagendingen (Westm.); Wohnung: Bergstr. 3. 36 048
- Ellenbeck, Hermann*, Oberingenieur, Reichskriegsministerium, Berlin; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 4, Schlüterstr. 22. 28 040
- Faber, Ferdinand*, Oberingenieur, Halbergerhütte GmbH., Brebach (Saar). 39 438
- Faber, Otto*, Gerichtsassessor a. D., Reichsvereinigung Eisen, Berlin-Wilmersdorf, Badensche Str. 24. 37 095
- Fischer, Franz P.*, Dr.-Ing., Abteilungsdirektor u. Prokurist, Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Lessingstr. 19. 22 044
- Funk, Friedrich*, Oberingenieur, Mitteldeutsche Stahl- u. Walzwerke Friedrich Flick KG., Brandenburg (Havel); Wohnung: Neust. Markt 5/6. 10 038
- Goeckmann, Heinrich*, Direktor, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum; Wohnung: Farnstr. 43. 35 156
- Grethe, Kurt*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum; Wohnung: Rosendahlstraße 1. 23 059
- Grochtmann, Gerhard*, Dipl.-Ing., Reichsvereinigung Eisen, Berlin-Wilmersdorf, Badensche Str. 24. 38 051
- Gummert, Heinz*, Dr.-Ing., Betriebsdirektor, Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Lessingstr. 15. 27 093
- Helm, Kurthans*, Dipl.-Ing., Forschungsingenieur der Studien- u. Verwertungsgesellschaft „Julienhütter Konferenz“, Gleiwitz. 40 302
- Hendrickx, Gottfried*, Dr.-Ing., Deutsche Ton- u. Steinzeugwerke AG., Krauschwitz (Oberlausitz); Wohnung: Weißwasser (Oberlausitz), Deutscher Hof. 39 158
- Herrmann, Kurt*, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Poldihütte AG., Werk Kladno, Kladno; Wohnung: Deutsche Siedlung C 1. 42 045
- Hoffstadt, Heinrich*, Direktor i. R., Dortmund, Kaiserstr. 67. 14 037
- Hufnagl, Walter*, Dipl.-Ing., Deutsche Magnesit-AG., Werk Radenthein, Radenthein. 39 322
- Hülsewig, Hellmuth*, Dipl.-Ing., Direktor u. stellv. Vorstandsmitglied der Adolf Deichsel Drahtwerke u. Seilfabriken AG., Hindenburg (Oberschles.); Wohnung: A.-Deichsel-Str. 1. 28 073
- Klinger, Herbert*, Dipl.-Ing., Zentralinspektor des Kohlenbergbaus der Reichswerke AG. Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Berg- u. Hüttdirektion Leoben, Leoben, Peter-Tunner-Str. 15; Wohnung: Massenbergsiedlung C 3. 26 052
- Koester, Hans*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum; Wohnung: Graffring 39. 41 162
- Kreutz, Eugen*, Oberingenieur, Schloemann AG., Düsseldorf 1, Steinstr. 13; Wohnung: Kreuzstr. 63. 39 036
- Kunze, Ernst*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Fried. Krupp AG., Versuchsanstalt, Essen; Wohnung: Essen-Bredeney, Holunderweg 76. 30 085
- Labowicz, Paul*, Ingenieur, Direktor, Mannesmannröhren-Werke Abt. Grillo-Funke, Gelsenkirchen-Schalke, König-Wilhelm-Str. 1. 22 104
- Linden, Karl von der*, Dipl.-Ing., Direktionsassistent, „Berg-hütte“ Berg- u. Hüttenwerks-Gesellschaft Teschen, Teschen (Oberschles.), Hötzendorfplatz 6; Wohnung: Trzynietz (Oberschles.), Straße der SA. 509. 34 132
- Lützenkirchen, Fritz*, Betriebsdirektor, Ruhrstahl AG., Henrichshütte, Hattingen (Ruhr); Wohnung: Bismarckstr. 61. 18 062
- Lux, Hans-Joachim*, Dipl.-Ing., 1. Betriebsingenieur, Oberhütten, Vereinigte Oberschles. Hüttenwerke AG., Abt. Julienhütte, Hochofenbetrieb, Bobrek Karf 1 über Beuthen (Oberschles.); Wohnung: Eichendorffstr. 12. 36 262
- Mann, Wolfgang*, stellv. Vorstand u. techn. Direktor der Gußwerke AG., Frankenthal (Pfalz); Wohnung: Wormser Str. 101. 17 054
- Meiller, Karl*, Dipl.-Ing., Metallgesellschaft AG., Frankfurt (Main) 1; Wohnung: Frankfurt (Main)-Griesheim, Am Wingertsgrund 2. 39 111
- Michaelis, Otto*, Dipl.-Ing., Fabrikant, Düsseldorf-Reisholz, Briedestr. 15. 28 114
- Niedenthal, Alfred*, Dr.-Ing., Vorstandsmitglied der Königs- u. Bismarckhütte-AG., Königshütte-Bismarck (Oberschles.), Braunauer Straße 6; Wohnung: Kattowitz (Oberschles.), Ludendorffstraße 15 a. 32 053
- Nowak, Ernst*, Dipl.-Ing., Hochofenchef, Eisenwerk-Gesellschaft Maximilianshütte, Sulzbach-Rodenberg (Hütte); Wohnung: Hub 21. 39 142
- Ochel, Richard*, Direktor, Fried. Krupp AG., Essen; Wohnung: Hohenzollernstr. 25. 17 062
- Oswald, Josef*, Oberingenieur, Eisenwerkgesellschaft Maximilianshütte, Unterwellenborn, Wohnung: Röblitz. 13 080
- Rein, Artur*, Oberingenieur, Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum; Wohnung: Helenenstr. 28. 35 438
- Reinfeld, Hans*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Hochofenchef, Oberhütten, Vereinigte Oberschles. Hüttenwerke AG., Abt. Julienhütte, Bobrek-Karf 1 über Beuthen (Oberschles.); Wohnung: Beuthen (Oberschles.), Johann-Georg-Str. 2. 33 101
- Rekar, Cyrill*, Dipl.-Ing., Dozent, „Ilva“, Bagnoli di Napoli (Italien). 32 062
- Reußner, Erich*, Direktor, Mitteldeutsche Stahl- u. Walzwerke Friedrich Flick KG., Büro Berlin, Berlin NW 7, Schiffbauerdamm 29 a (Lessinghaus). 34 167
- Ruttmann, Wilhelm*, Dr.-Ing., Oberingenieur, Siemens-Schuckertwerke AG., Materialprüfanstalt, Berlin-Siemensstadt; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Reichsstr. 10. 33 111
- Schmidt, Karl Heinz*, Dipl.-Ing., Oberingenieur der Walzwerksbetriebe der Eisen- u. Stahlwerke „Carlshütte“, Diedenhofen (Westm.); Wohnung: Hüttenkasino. 35 474
- Schock, Nicolas*, Dipl.-Ing., Direktor a. D., Luxemburg, Petrusring 9. 11 139
- Talsch, Fritz*, Ingenieur, Betriebschef, Eisen- u. Hüttenwerke AG., Werk Thale, Thale (Harz); Wohnung: Lindenbergweg 36. 24 116

## Den Tod für das Vaterland fand:

*Schultz, Herbert*, Dipl.-Ing., Mülheim (Ruhr). \* 26. 2. 1913, † 1. 2. 1942. 38 226

## Gestorben:

*Backhaus, Johannes*, Direktor, Düsseldorf. \* 9. 7. 1878, † 31. 12. 1942. 39 006

*Wittke, Wilhelm*, Generaldirektor, Dillingen (Saar). \* 24. 12. 1884, † 3. 1. 1943. 37 488

## Neue Mitglieder.

*Bubwahn, Johann*, Prokurist, August-Thyssen-Hütte AG., Werk Thyssenhütte, Duisburg-Hamborn; Wohnung: Paul-Janzen-Str. 5. 43 028

*Cohnen, Theo*, stud. rer. met., Düsseldorf, Remscheider Str. 5. 43 029

*Günter, Erich*, Dipl.-Ing., Versuchsingenieur, Mauser-Werke AG., Oberndorf (Neckar); Wohnung: Schuhmarkt 2. 43 030

*Herrmann, Conrad*, Dr.-Ing., Generaldirektor, Vorsitzender des Vorstandes der Schering AG., Berlin N 65, Müllerstr. 170/172; Wohnung: Berlin-Zehlendorf W, Schemmstr. 11. 43 031

*Kolb, Leonhard*, Dipl.-Ing., Betriebsingenieur, Saardrahtwerke GmbH., Luisenthal (Saar); Wohnung: Straße des 13. Januar 270. 43 032

*Kocnig, Walter*, Dr.-Ing., wissenschaftl. Assistent, Techn. Hochschule Berlin, Berlin-Charlottenburg; Wohnung: Berlin-Dahlem, Schwendener Str. 33. 43 033

*Nuhbegovic, Husein*, stud. rer. met., Freiberg (Sachs.), Goldbachweg 1. 43 034

*Numic, Hajrudin*, stud. rer. met., Freiberg (Sachs.), Bergakademie. 43 035

*Peter, Julius*, Dipl.-Ing., Prag X, Neuenburger Str. 28/V/27. 43 036

*Plettinger, Ernst*, Dr.-Ing., Stahlwerksbetriebsleiter, Gebr. Böhrler & Co. AG., Edelstahlwerke Kapfenberg, Kapfenberg (Steiermark); Wohnung: Mariazeller Str.-Sportplatz. 43 037

*Sander, Ernst*, Härtereingenieur, Mauser-Werke AG., Berlin-Borsigwalde; Wohnung: Berlin-Neukölln, Thüringer Str. 6. 43 038

*Schlewitz, Wilhelm*, Betriebsingenieur, Geisweider Eisenwerke AG., Geisweid (Kr. Siegen); Wohnung: Lindenstr. 29. 43 039

*Schlosser, Hanns*, Ingenieur-Chemiker, Betriebswirt, Gutehoffnungshütte Oberhausen AG., Abt. Gelsenkirchen vorm. Boecker & Comp., Gelsenkirchen; Wohnung: Roonstr. 7. 43 040

*Spuzic, Muzaffer*, stud. rer. met., Freiberg (Sachs.), Körnerstr. 15. 43 041

*Wiedbrauck, Erich*, Dr., Chemiker, Mitglied des Vorstandes der Th. Goldschmidt AG., Essen; Wohnung: Essen-Bredeney, Am Wiesental 12. 43 042