

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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

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



HEFT 46

16. NOVEMBER 1939

59. JAHRGANG

Der Aufschweißbiegeversuch und seine Eignung zur Prüfung von Baustählen.

Von Eduard Houdremont, Karl Schönrock und Hans-Joachim Wiester*).

Mitteilung aus den Forschungsanstalten der Firma Fried. Krupp A.-G. in Essen.

(Die dem Aufschweißbiegeversuch zugeordnete Aufgabe. Für das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs maßgebende Einflüsse: Die Schweißspannungen und damit die Schweißbedingungen, wie Vorwärmung, die Aufhärtung des Stahles beim Schweißen, sonstige Prüfbedingungen. Uebertragbarkeit der Erkenntnisse aus dem Kerbschlagversuch. Verbesserung des Biegewinkels beim Aufschweißversuch durch Normalglühen und durch metallurgische Maßnahmen. Begrenzter Wert des Aufschweißbiegeversuchs.)

In einem Vortrag vor der Hauptversammlung 1938 des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute wies E. Houdremont¹⁾ bereits darauf hin, daß die Werkstoffprüfung als Grundlage für die Auswahl und die Weiterentwicklung der Werkstoffe für bestimmte Verwendungszwecke gerade auf dem Gebiet der Baustähle in der Vergangenheit nicht immer eine zielsichere Entwicklung gewährleisten konnte. Während die Werkzeugstähle z. B. im Schneidversuch einer Prüfung unterworfen werden, die der Beanspruchung bei ihrer Verwendung weitgehend entspricht, die Stähle mit besonderen physikalischen Eigenschaften durch laboratoriumsmäßige Ermittlung der genau umschriebenen Meßgrößen eben dieser Eigenschaften in weitgehender Übereinstimmung mit der praktischen Nutzanwendung geprüft werden können, stehen für die Prüfung der Baustähle nur eine Reihe von Festigkeitsversuchen zur Verfügung, deren Zusammenhang mit der Beanspruchung im Bauteil nur sehr lose, vielfach überhaupt nicht eindeutig herzustellen ist.

Der statische Zugversuch liefert zwar in der Streckgrenze als der Grenze für das erste Auftreten merklicher bleibender Verformungen bei einachsiger statischer Zugbeanspruchung einen Wert, der für den Konstrukteur in vielen Fällen gut brauchbar ist. Dagegen stellen bereits die Zugfestigkeit selbst sowie die Dehnung und Einschnürung keinen für die Beurteilung der Eignung des Werkstoffes für einen bestimmten Zweck unmittelbar brauchbaren Prüfwert mehr dar. Ihre Bedeutung liegt vielmehr, weil sie leicht bestimmbare und gut wiederholbare Meßgrößen sind, vor allem darin, die Güte und Gleichmäßigkeit eines Werkstoffes in der laufenden Fertigung und im Vergleich mit anderen zu überwachen. Nur auf Grund von großzahlmäßig gesammelten Erfahrungen kann man mitunter auch aus solchen Prüfwerten gewisse Rückschlüsse auf die voraussichtliche Bewährung im Bauteil ziehen.

Eine Beanspruchung, wie sie beim Zugversuch angewandt wird, liegt nun aber in weitaus den meisten Bauteilen nicht vor. Das Auftreten von verformungslosen Dauerbrüchen ergab schon frühzeitig die Notwendigkeit, zu-

sätzlich Festigkeitsversuche unter Wechselbeanspruchung durchzuführen. Daß sich dabei, wenigstens soweit stärkere Kerbwirkungen außer Betracht bleiben, ein gewisser Zusammenhang zwischen der statischen Zugfestigkeit und der Wechselfestigkeit herausstellte, mag wesentlich dazu beigetragen haben, daß man in ziemlich kurzer Zeit diese Verhältnisse zu übersehen und praktisch einigermaßen zu beherrschen gelernt hat.

Erkenntnisse aus dem Kerbschlagversuch.

Weniger glücklich ist dagegen die Entwicklung auf dem Gebiet der Kerbschlagprüfung gewesen²⁾, auf die wegen gewisser Beziehungen zu der hier zu erörternden Frage des Aufschweißbiegeversuchs³⁾ etwas näher eingegangen werden soll. Die Beobachtung, daß ein Stahl, der beim statischen Zerreißenversuch eine gute Verformungsfähigkeit aufweist, bei schlagartiger Beanspruchung und unter Kerbwirkung mitunter mit einem praktisch verformungslosen Trennungsbruch brechen kann, ließ den Wunsch entstehen, den Werkstoff hierauf zu prüfen. Die Lösung dieser Aufgabe suchte man darin, daß man ein gekerbtes Probestück von einem Hammer durchschlagen ließ und die hierfür verbrauchte Arbeit maß. Daß man diese Arbeit, wie auch noch heute üblich, auf den Bruchquerschnitt, also auf eine Fläche, bezog und die so gewonnene spezifische Schlagarbeit als das „Arbeitsvermögen einer unendlich dünnen Scheibe bis zum Bruch“⁴⁾ kennzeichnete, zeigt, wie gering das Verständnis für das Wesen dieses Prüfverfahrens damals war. Es kam hinzu, daß man gerade bei dieser Prüfung, die so dringend wie kaum eine andere nach einer Normung der Prüfbedingungen verlangte, unzählige verschiedene Proben- und Hammerformen neben-

²⁾ Siehe hierzu Fettweis, F.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 625/74 (Werkstoffaussch. 143); Franke, E.: Prüfung der Kerbschlagzähigkeit, in Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie, 8. Aufl. System-Nr. 59: Eisen, Teil C — Lfg. 2. Berlin 1939.

³⁾ Kommerell, O.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 424, Erörterung zu F. Bollenrath: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 389/98 u. 419/22 (Werkstoffaussch. 372); vgl. auch Bautechn. 15 (1937) S. 151/52. Bierett, G., und W. Stein: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 427/31 (Werkstoffaussch. 417).

⁴⁾ Charpy, G.: Mém. compte rendu trav. soc. Ing. civ. 1 (1901) S. 848/77; vgl. auch Fettweis, F.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 625/74 (Werkstoffaussch. 143).

* Siehe auch Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 2 (1939) S. 191/205.

¹⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1/8 u. 33/39; Techn. Mitt. Krupp, B: Techn. Ber., 7 (1939) S. 45/60.

einander gebrauchte⁵⁾. Jahrzehntelange eingehende und kostspielige Forschungsarbeit ist notwendig gewesen, um alle die Irrtümer und falschen Auffassungen schrittweise zu beseitigen, die sich an dieses Prüfverfahren geknüpft haben.

Eines der wesentlichsten Ergebnisse dieser Forschungsarbeit ist die Erkenntnis, daß die Neigung des Werkstoffes zum Trennungsbruch, die man mit dem Kerbschlagversuch vor allem erfassen will, wesentlich bedingt ist durch den mehrachsigen Spannungszustand, wie er sich unter dem Einfluß des Kerbes in der Probe ausbildet⁶⁾. Da der Einfluß mehrachsiger Spannungen auf das Formänderungsvermögen eines Bauteiles

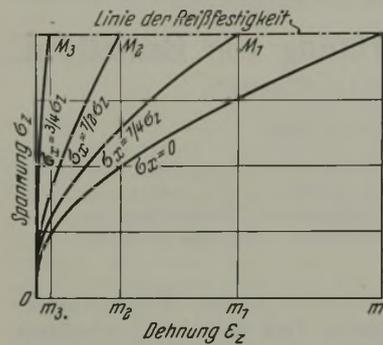


Bild 1. Einfluß räumlicher Spannungszustände auf das Spannungs-Dehnungs-Schaubild. (Nach P. Ludwik.)

beeinträchtigt wird. Die Spannungs-Dehnungs-Kurve für einachsigen Zug, also für eine Querspannung $\sigma_x = 0$, ist durch die Linie OM wiedergegeben. Wird durch zusätzliche Spannungen σ_x in Höhe von $\frac{1}{4}$ bis $\frac{3}{4}$ der Spannung σ_z eine mehrachsige Zugbeanspruchung herbeigeführt, so verändert sich die Spannungs-Dehnungs-Kurve, durch welche die Spannung σ_z und die Dehnung ϵ_z einander zugeordnet sind, entsprechend den Kurven OM₁, OM₂ und OM₃. Unter der Annahme einer gleichbleibenden Reißfestigkeit entsprechend der oberen Begrenzungslinie des Schaubildes wird der zum Reißen führende Spannungswert bei einachsigem Zug bei einer Dehnung ϵ_{0m} , bei zusätzlichem Querszug σ_x in Höhe von $\frac{1}{4}$ bis $\frac{3}{4}$ des Längszuges aber bereits bei Dehnungen ϵ_{0m1} , ϵ_{0m2} und ϵ_{0m3} erreicht, die nur noch Bruchteile der Dehnung bei einachsiger Beanspruchung betragen. Je mehr sich die Spannung σ_x der Spannung σ_z nähert, nach um so geringerer Dehnung ϵ_z wird demnach der Bruch erfolgen. Im Grenzfall einer allseitig gleichen Zugbeanspruchung werden sich alle Werkstoffe, also auch solche, die im üblichen Zugversuch starke Dehnung aufweisen, ähnlich wie spröde Körper verhalten. In der Praxis zeigt sich dies daran, daß bei starker Beanspruchung durch mehrachsige Spannungen, wie sie z. B. in großen Stücken infolge ungleichmäßiger Abkühlung auftreten, auch Werkstoffe ganz besonders hoher Zähigkeit unter Ausbildung eines Trennungsbruches aufreißen können. Versuchsmäßig kann man diese Verhältnisse an unter Innendruck gesetzten Rohren zeigen, an denen durch besondere Vorkehrungen ein räumlicher Spannungszustand erzeugt wird⁷⁾. Wie weit Unterschiede im Formänderungsverhalten, die bei einachsiger Beanspruchung zwischen zwei Werk-

stoffen festzustellen sind, auch unter mehrachsiger Beanspruchung erhalten bleiben, bedarf noch der versuchsmäßigen Klärung.

Nach diesen Betrachtungen ist also dafür, wie weit ein Werkstoff einer Beanspruchung durch Formänderung nachgeben kann, nicht allein der Werkstoff selbst und seine Eigenschaften, sondern mindestens in gleichem Maße die Art der Beanspruchung maßgebend. Daß noch weitere äußere Bedingungen, wie die Temperatur und die Formänderungsgeschwindigkeit, von Einfluß sind, und zwar in dem Sinne, daß mit sinkender Temperatur und zunehmender Formänderungsgeschwindigkeit der Formänderungswiderstand steigt und damit die Neigung zum Trennungsbruch erhöht wird, sei der Vollständigkeit halber an dieser Stelle noch erwähnt.

Der in der Kerbschlagprobe sich ausbildende Spannungszustand ist außerordentlich verwickelt und heute im einzelnen noch gar nicht eindeutig zu erfassen. Die Gründe dafür sind, daß es sich um einen Biegeversuch handelt, der an sich bereits eine ungleichmäßige Spannungsverteilung ergibt, daß im Kerbgrund eine starke Spannungserhöhung eintritt, daß die Beanspruchung schlagartig erfolgt, daß die Probe während der Prüfung durch die Verformung und durch den meist schon ziemlich früh erfolgenden Anriß fortdauernd ihre Gestalt ändert u. a. m. Je nachdem wie unter den gewählten Prüfbedingungen sich der Spannungszustand einstellt, wird der Bruch als Verformungsbruch nach einer mehr oder weniger starken Verformung oder als praktisch verformungsloser Trennungsbruch eintreten, wobei der Uebergang von der einen Bruchform zur anderen unstetig erfolgt. Untersucht man die Einflüsse, die die Lage des Ueberganges vom Verformungs- zum Trennungsbruch bestimmen, so findet man, wie Bild 2 in einer von W. Kuntze⁸⁾ angegebenen schematischen Darstellung in abgeänderter Form zeigt, vor allem die prüftechnischen Bedingungen und erst ganz zuletzt den Einfluß des Werkstoffes selbst, dessen Eigenschaften ja eigentlich geprüft werden sollen. Der Einfluß des Werkstoffes kann also leicht durch prüftechnische Einflüsse überdeckt werden.

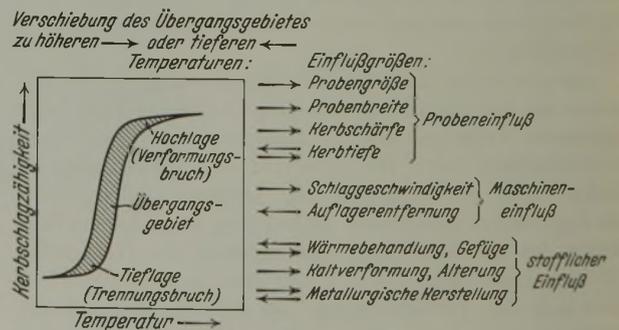


Bild 2. Schema der Einflußgrößen bei der Kerbschlagprüfung. (Nach W. Kuntze; abgeändert.)

Unter den in dem Schema angegebenen stofflichen Einflüssen ist auch der Einfluß der metallurgischen Herstellung enthalten. In dieser Beziehung sei hier die Bedeutung des Gehaltes an Schlacken und ihrer Verteilung erwähnt. Im allgemeinen wird die Kerbschlagzähigkeit mit zunehmendem Reinheitsgrad verbessert werden. Daß aber mitunter auch ein Einfluß in entgegengesetzter Richtung sich bemerkbar machen kann, konnte bereits vor einigen Jahren in einer Untersuchung über Federstähle⁹⁾

⁵⁾ Siehe die Zusammenstellung von Fischer, F. P.: Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 541/47; Krupp. Mh. 9 (1928) S. 53/60.

⁶⁾ Z. VDI 71 (1927) S. 1532/38.

⁷⁾ Siebel, E., und A. F. Maier: Z. VDI 77 (1933) S. 1345/49. Maier, A. F.: Einfluß des Spannungszustandes auf das Formänderungsvermögen der metallischen Werkstoffe. Berlin 1935. Vgl. Z. VDI 80 (1936) S. 484.

⁸⁾ Metallwirtsch. 8 (1929) S. 993.

⁹⁾ Houdremont, E., und H. Bennek: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 653/62; vgl. Techn. Mitt. Krupp, 1934, S. 7/9.

gezeigt werden, deren Ergebnisse in Bild 3 nochmals wiedergegeben sind. Mit zunehmendem Einschlusßgehalt nimmt die Kerbschlagzähigkeit in der Längsrichtung zu, und zwar infolge der Ausbildung eines faserig-sehnigen Bruches, wobei nicht so sehr der Menge, sondern in erster Linie der Verteilung dieser Einschlüsse eine Bedeutung zukommt. Durch geeignete metallurgische Maßnahmen kann man in einem solchen Stahl den faserig-sehnigen Bruch absichtlich herbeiführen. Die dadurch erzielte höhere Kerbschlagzähigkeit wird gegebenenfalls dort eine Rolle spielen können, wo eine gewaltsame Ueberbeanspruchung bis zum Bruch auftreten kann, wie z. B. bei Automobilfedern, während die Wechsel- festigkeit, die z. B. bei Eisenbahnwagenfedern die ausschlaggebende Bedeutung hat, durch die Schlackeneinschlüsse eher verschlechtert werden dürfte.

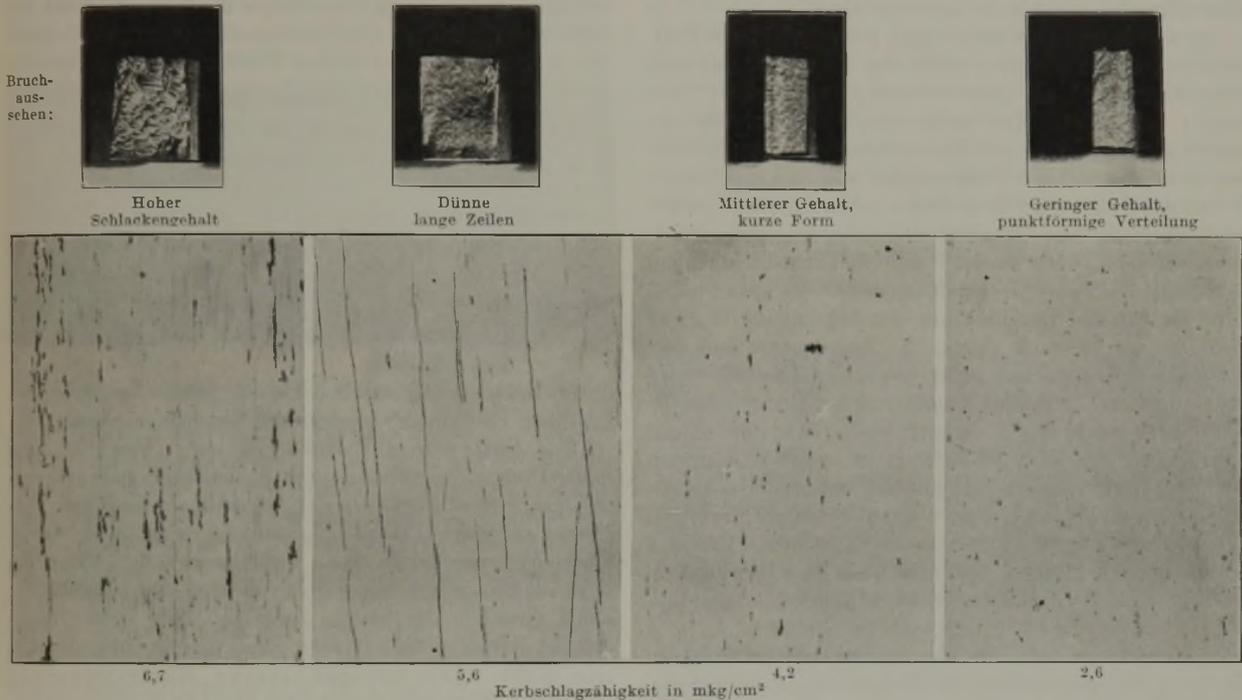


Bild 3. Einfluß von Schlackengehalt und -verteilung auf Bruchaussehen und Kerbschlagzähigkeit bei Federstahl. Manganfederstahl mit 0,4 bis 0,5 % C, 0,2 bis 0,3 % Si, 1,5 bis 1,6 % Mn, auf 130 kg/mm² Zugfestigkeit vergütet. (× 100.)

Ein weiterer Einfluß der metallurgischen Herstellung auf die Kerbschlagzähigkeit liegt in der dadurch bedingten Austenitkorngröße, wie sie mit dem Zementationsversuch nach H. W. Me Quaid und E. W. Ehn¹⁰⁾ festgestellt wird. Daß ein auf Feinkörnigkeit in diesem Sinne behandelte Stahl eine bessere Kerbschlagzähigkeit hat, ist bereits im Jahre 1926 von A. Fry¹¹⁾ im Zusammenhang mit Alterungsfragen festgestellt und in neuerer Zeit auch groß- zahlmäßig bestätigt worden¹²⁾. Die metallurgisch bedingte Austenitkorngröße darf nicht verwechselt werden mit der Sekundärkorngröße, d. h. der Korngröße des Ferrit- und Perlitgefüges, das sich bei der Abkühlung nach dem Walzen oder durch eine Wärmebehandlung ausbildet. Auch durch eine Verfeinerung des Sekundärkorns durch Normalglühen, Vergüten u. dgl. wird die Kerbschlagzähigkeit verbessert¹³⁾, so daß die beiden Einflüsse nur schwer voneinander zu trennen sind.

es somit dringend geboten, näher zu untersuchen, welche Eigenschaften des Werkstoffes bei dieser Prüfung erfaßt werden, welche Einflußgrößen dabei mitwirken und wie weit aus dem Prüfergebnis Rückschlüsse auf das Verhalten des Stahles im Bauwerk gezogen werden können.

Der Ausgangspunkt für die Entwicklung dieses Versuchs war die Beobachtung, daß an einzelnen Bauwerken, die aus Baustahl St 52 unter Verwendung von Gurtlamellen von beträchtlicher Dicke (40 bis 65 mm) durch Schweißen hergestellt worden waren, Rißschäden aufgetreten sind¹⁴⁾. Ueber das Ergebnis der Untersuchung dieser Schäden liegt ein zusammenfassender Bericht im Schrifttum bisher nicht vor. Soweit aus den in verschiedenen Veröffentlichungen hierüber gemachten Angaben zu entnehmen ist, haben die Untersuchungen über Art und Ursache der aufgetretenen Risse anscheinend keine vollständige Klarheit gebracht. Nachgewiesen ist, daß es sich um Querrisse handelt, die von den das Gurtprofil mit dem Stegblech verbindenden Halsnähten ausgehen und die zum Teil die Gurtung und das Stegblech in mehr oder weniger starkem

¹⁰⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. 67 (1922) S. 341/91.

¹¹⁾ Krupp. Mh. 7 (1926) S. 185/96; vgl. Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 1363/64. Z. bayer. Rev.-Ver. 32 (1928) S. 152.

¹²⁾ Swinden, T., und G. R. Bolsover: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1113/24.

¹³⁾ Körber, F., und A. Pomp: Mitt. K. Wilh.-Inst. Eisenforsch. 7 (1925) S. 33/43.

¹⁴⁾ Schaper, G.: Reichsbahn 15 (1939) S. 732/66; Schaechterle, K.: Bautechn. 17 (1939) S. 46/52; Schaper, G.: Bautechn. 16 (1938) S. 649/55; Kommerell, O.: Stahlbau 41 (1938) S. 49/54.

Umfange zu praktisch verformungslosem Aufreißen gebracht haben. Daß auf den Bruchflächen verschiedentlich Anlaufarben beobachtet worden sind, läßt darauf schließen, daß die Anrisse mindestens teilweise bereits während des Schweißens entstanden sind. Die Ursache für das Entstehen dieser Risse wird in den Veröffentlichungen vorwiegend im Werkstoff gesucht. Dabei hat man der Härtung der durch die Schweißhitze beeinflussten Zone besondere Bedeutung zugewiesen¹⁵⁾. Die erste Folgerung, die für den Werkstoff aus diesen Schadensfällen gezogen worden ist, ist daher die im Einvernehmen mit allen beteiligten Stellen eingeführte Vorschrift für die Zusammensetzung des Stahles St 52¹⁶⁾ gewesen, dessen Gehalt sowohl an Kohlenstoff als auch an Legierungselementen so weit beschränkt worden ist, daß eine übermäßige Härtung der beeinflussten Zone beim Schweißen nicht mehr eintreten kann.

Darüber hinaus aber suchte man noch nach einem Prüfverfahren, das es gestattet sollte, das zu prüfen, was man etwas summarisch als „Schweißempfindlichkeit“ des Stahles bezeichnet. Man meint damit die Neigung des Stahles zur Ausbildung von Rißerscheinungen beim Schweißen, insbesondere beim Verschweißen von dicken Profilen. Es darf dabei aber nicht übersehen werden, daß die Schweißempfindlichkeit eines Stahles im obengenannten Sinne, vor allem dann, wenn starke Profile in Betracht kommen, nicht mehr allein eine Werkstoffeigenschaft ist, sondern daß dafür die Art und Durchführung der Schweißung und vor allem der im Bauwerk durch das Zusammenwirken von Eigenspannungen, Schweißspannungen und Betriebsbeanspruchungen entstehende Spannungszustand in mindestens gleichem Ausmaß von Bedeutung sind. Wie unklar der Begriff der Schweißempfindlichkeit ist, zeigt sich daran, daß man verschiedentlich geglaubt hat, die aus der Schweißrissigkeit von Flugzeugblechen gewonnenen Erfahrungen ohne weiteres auf St 52 übertragen zu können. Man hat dabei außer acht gelassen, daß es sich um ganz verschiedene Erscheinungen handelt. Die Schweißrissigkeit von Flugzeugblechen ist eine für Bleche geringer Stärke (d. h. etwa unter 3 mm) eigentümliche Erscheinung, die bei dickeren Blechen nicht mehr auftritt. Sie ist dadurch gekennzeichnet, daß die Risse bei hohen Temperaturen entstehen und auf den Korngrenzen verlaufen. Im Gegensatz hierzu handelt es sich bei den im St 52 unter dem Einfluß des Schweißens, gegebenenfalls auch erst nachträglich, auftretenden Rissen um solche, die nur bei erheblich größeren Blechdicken eintreten und die in Form von Trennungsbrüchen durch die Körner hindurch verlaufen. Sie tragen somit die Kennzeichen eines bei verhältnismäßig tiefen Temperaturen entstandenen „Spannungsrisse“.

Der für die Entwicklung des Aufschweißbiegeversuchs maßgebende Gesichtspunkt ist nach O. Kommerell¹⁷⁾ gewesen, einen einfachen für die Abnahme geeigneten Versuch zu finden, durch den die Dehnfähigkeit des geschweißten Werkstoffes nachgewiesen werden konnte. Daß eine andere Prüfmethode nicht zur Verfügung stand und daß es mit dieser Probe mit verhältnismäßig einfachen Mitteln gelang, laboratoriumsmäßig verformungsarme Brüche in

¹⁵⁾ Bierett, G.: Elektroschweißg. 8 (1937) S. 148/52; Bierett, G., und W. Stein: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 427/31 (Werkstoffaussch. 417); Bierett, G.: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 49 (1939) S. 386/90; Werner, O.: Elektroschweißg. 10 (1939) S. 61/67; Hauttmann, H.: Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 7 (1939) S. 41/47.

¹⁶⁾ Schaper, G.: Elektroschweißg. 8 (1937) S. 121/25 u. 141/47; Technische Lieferbedingungen der Deutschen Reichsbahn für Baustahl St 52 und Nietstahl St 44 (Drucksache 918 156, Ausgabe Januar 1937).

¹⁷⁾ Stahlbau 11 (1938) S. 49/54.

dem Werkstoff zu erzeugen, was mit Modellversuchen und durch Biegen ganzer Bauteile nicht gelungen war¹⁸⁾, wird den Gedanken, diese Probe der beabsichtigten Prüfung zugrunde zu legen, stark gefördert haben. Die Einzelheiten der Versuchsdurchführung sind aus den früheren Veröffentlichungen⁸⁾¹⁴⁾¹⁵⁾ bekannt. Auf eine Platine mit den für Prüfzwecke beachtlichen Abmessungen von 700 × 200 × 50 mm¹⁹⁾ wird einseitig mit oder ohne vorheriges Einfräsen einer Nut eine Schweißraupe in einer Lage gelegt. Die Probe wird sodann in einer Biegemaschine so gebogen, daß die Schweißnaht auf der Zugseite liegt. Dabei wird neuerdings weniger Wert auf den ersten Anriß gelegt, der meist schon bei sehr geringen Biegewinkeln erfolgt, als darauf, wie sich der Anriß durch den Rest der Probe fortsetzt, ob die Probe langsam aufreißt oder ob sie schlagartig unter Ausbildung eines Trennungsbruches durchbricht. Wenn das letzte eintritt, soll der Stahl als ungeeignet für das Verschweißen in Bauwerken mit dicken Profilen angesehen werden.

Beim Aufschweißbiegeversuch wirksame Einflüsse.

Um beurteilen zu können, ob eine solche Schlußfolgerung berechtigt ist, soll im folgenden untersucht werden, welche Einflüsse für das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs maßgebend sind und wie sie sich dabei geltend machen. Dabei sollen der besseren Uebersicht halber die zwei Phasen des Versuchs:

1. die Entstehung der Anrisse,
2. das Weiterreißen der Probe unter dem Einfluß dieser Anrisse

unter Berücksichtigung der hierfür jeweils maßgebenden Einflüsse nacheinander gesondert besprochen werden.

Das Auflegen der Schweißraupe bewirkt, daß in der Probe ein mehrachsiger Spannungszustand entsteht, und zwar werden in der Schweißnaht und ihrer Umgebung vorwiegend starke Zugspannungen auftreten, die infolge des sehr ungünstigen Verhältnisses der Masse des Schweißgutes zu der Masse der Probe eine sehr beträchtliche Höhe erreichen dürften²⁰⁾. Zugleich tritt in der durch die Schweißhitze beeinflussten Zone des Grundwerkstoffes eine mehr oder weniger starke Härtesteigerung ein. Diese Härtesteigerung ist bei Stahl St 37 unwesentlich, kann bei Stählen mit höherem Legierungsgehalt, besonders mit höherem Kohlenstoffgehalt, aber beträchtliche Werte annehmen. Am stärksten ist die Härtesteigerung in dem am höchsten erhitzten Teil der Zone unmittelbar neben der Schweißnaht. Die Verformungsfähigkeit dieser Zone wird durch die Härtung merklich verringert, und zwar um so stärker, je größer die Härtesteigerung ist. Dazu tritt nun noch der Einfluß des Spannungszustandes. Durch mehrachsige Spannungszustände wird, wie oben bereits erörtert, für jeden Werkstoff die Möglichkeit, Beanspruchungen durch Verformung nachzugeben, herabgesetzt und die Neigung zum Trennungsbruch entsprechend erhöht. Unter dem Einfluß des durch die Schweißspannungen gegebenen mehrachsigen Spannungszustandes können daher die beim Biegen der Probe hinzutretenden Zugspannungen nicht mehr durch Verformung abgebaut werden, sondern es treten schon bei sehr geringen Biegewinkeln Anrisse auf.

¹⁸⁾ Schaper, G.: Elektroschweißg. 8 (1937) S. 121/25 u. 141/47; Albers, K.: Bautechn. 12 (1939) S. 97.

¹⁹⁾ Diese Probenabmessungen sind fast ausschließlich bei den mit dieser Probe an den verschiedenen Stellen durchgeführten Versuchen verwendet worden. Da das Ähnlichkeitsgesetz für eine so verwickelte Probe nicht gelten kann, ist eine Uebertragung der Ergebnisse auf andere Probenabmessungen, z. B. auf andere Profildicken, nicht gut möglich.

²⁰⁾ Klöppel, K.: Stahlbau 11 (1938) S. 105/10.

Die Verringerung der Verformungsfähigkeit durch die beim Schweißen eintretende Härtung, die zweifellos vorhanden ist, hat nun dazu geführt, daß verschiedentlich der Härtungsfähigkeit des Baustahles eine ausschlaggebende Bedeutung nicht nur für die Entstehung der ersten Anrisse, sondern darüber hinaus für das gesamte Verhalten beim Aufschweißbiegeversuch zugeschrieben wurde. Daß für die Anrißbildung aber nicht die Härtung der beeinflussten Zone allein oder auch nur in erster Linie maßgebend sein kann, zeigt sich schon darin, daß auch bei härtbaren Stählen von der Art des St 52 Schweißgut und Härtungszone etwa gleich rißanfällig sind. *Bilder 4 und 5* weisen dies an Längsschliffen durch die Schweißraupe von St-52-Proben nach, die schon bei geringen Biegewinkeln durchgebrochen sind. Neben mehreren Rissen, die von der am stärksten gehärteten Zone dicht an der Grenze des Schweißgutes ausgehen, finden sich in *Bild 5* zahlreiche Anrisse auch im Schweißgut selbst.



Bild 4

Bild 5

Bild 4 und 5. Anrisse in Aufschweißbiegeproben aus St 52.

Wenn man berücksichtigt, daß das Schweißgut unter üblichen Spannungsbedingungen, z. B. beim Biegeversuch mit Proben aus reinem Schweißgut oder aus Blechen geringer Dicke, eine sehr gute Verformungsfähigkeit hat, so zeigt dieser Befund bereits, daß für die Entstehung der ersten Anrisse in der Probe dem durch das Schweißen hervorgerufenen mehrachsigen Spannungszustand ein maßgebender Einfluß zukommt. Daß er den Einfluß der Härtung sogar überwiegt, ergibt sich schließlich eindeutig daraus, daß auch bei Aufschweißbiegeversuchen an St 37 das an sich gut verformbare Schweißgut anreißt, obwohl hier der darunterliegende Grundwerkstoff wegen seines geringen Kohlenstoffgehalts durch das Schweißen keine wesentliche Härtesteigerung erfährt. Daß es sich bei den im Schweißgut auftretenden Rissen nicht etwa um Fehlstellen vom Schweißen her, sondern um ein erst beim Biegen eintretendes Aufreißen unter dem Einfluß des Zusammenwirkens der Schweiß- und Biegespannungen handelt, geht daraus hervor, daß die Risse nach Form und Anordnung, wie *Bild 6* zeigt, deutlich als Spannungsrisse gekennzeichnet sind, und daß in nichtgebogenen Proben in keinem Falle Risse zu finden waren.

Ohne eine zusätzliche Verformung reicht der durch das Aufschweißen der Raupe entstehende Spannungszustand demnach nicht dazu aus, Anrisse im Schweißgut oder in der beeinflussten Zone entstehen zu lassen. Diese bilden sich erst bei Verformungen, die zwar, am Biegewinkel gemessen, gering sind, die aber weit über das hinausgehen, was in Bauwerken zulässig ist²¹⁾. Eine unmittelbare Prüfung des Werkstoffes auf die Neigung zur Ausbildung von Anrissen im Schweißgut oder in der beeinflussten Zone ermöglicht der Aufschweißbiegeversuch demnach nicht. Auch eine genaue Ermittlung des Biegewinkels, bei dem die ersten Anrisse entstehen, ist

mit großen Schwierigkeiten verknüpft, weil die Anrisse sich vielfach unter der Oberfläche bilden und erst sichtbar werden, wenn sie sich bis zur Oberfläche fortgesetzt haben. Praktisch ist aber gerade die Entstehung der ersten Anrisse wegen der damit gegebenen Gefahr der Entstehung von Dauerbrüchen von ausschlaggebender Bedeutung.

Wenn man zunächst davon absieht, was bei der weiteren Biegung der Probe geschieht, so ergeben sich aus diesen Betrachtungen über die Entstehung der Anrisse bereits eine Reihe von wesentlichen Punkten für die Bewertung der Prüfung selbst. Es zeigt sich, daß die Entstehung und Ausbildung der Anrisse von nicht weniger als drei Umständen abhängt, die untereinander wiederum in vielfältiger Wechselbeziehung stehen, nämlich

1. von dem Spannungszustand,
2. von der Verformungsfähigkeit des Schweißgutes unter dem Einfluß dieses Spannungszustandes,
3. von der Verformungsfähigkeit der von der Schweißhitze beeinflussten Zone des Grundwerkstoffes unter dem Einfluß dieses Spannungszustandes.

Daß der Spannungszustand selbst und die Verformungsfähigkeit des Schweißgutes wesentlich von den Schweißbedingungen, von der Elektrode, der Stromstärke, der Geschicklichkeit des Schweißers u. dgl. abhängen, also von Umständen, die man auch bei einer Normung der Probe nicht vollständig gleichhalten kann, und daß die Schweißraupe keine eindeutige geometrische Form hat, soll nur erwähnt

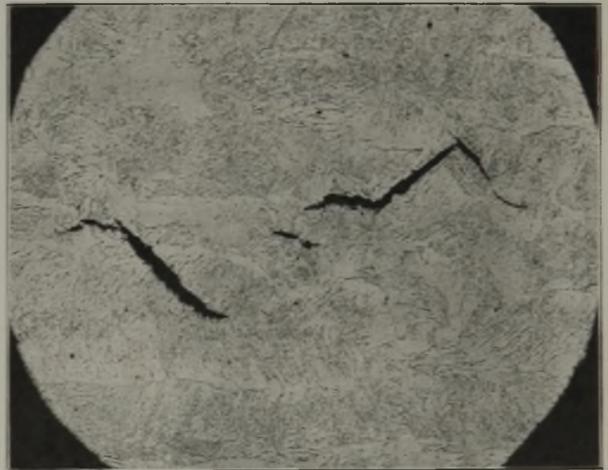


Bild 6. Anrisse in der Schweißnaht einer Aufschweißbiegeprobe aus St 52. ($\times 100$.)

werden, um zu zeigen, wie wenig einheitlich die Probe in ihrer Anlage bereits ist. Der Einwand, der hier vielleicht gemacht werden könnte, daß man damit gerade die Vielzahl der Einflüsse zugleich erfasse, die bei der betrieblichen Schweißung des Bauwerkes eine Rolle spielen, ist nicht stichhaltig, weil die Probe und ihre Prüfung keineswegs den Verhältnissen und Beanspruchungen entspricht, wie sie etwa in Brückenträgern vorliegen²²⁾.

Dagegen ist es notwendig, an dieser Stelle noch etwas näher auf die Härtung der beeinflussten Zone einzugehen, die, wie erwähnt, als eine der Ursachen für die Rißanfälligkeit bei der Behandlung der vorliegenden Frage stets eine besondere Beachtung gefunden hat. Wenn bei der Abkühlung nach dem Schweißen in dem der Schweißnaht unmittelbar benachbarten Teil der beeinflussten Zone volle martensitische Härtung eintritt — und damit muß bei St 52 bei den Abkühlungsbedingungen in dicken Profilen

²¹⁾ Bierett, G., und W. Stein: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 417/31 (Werkstoffaussch. 417); Hauttmann, H.: Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 7 (1939) S. 41/47.

²²⁾ Siehe Hauttmann, H.: Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 7 (1939) S. 44.

immer gerechnet werden —, so ist für die dabei auftretende Härte im wesentlichen der Kohlenstoffgehalt des Stahles maßgebend²³). Durch die für St 52 eingeführte Analysenbeschränkung, nach der der Kohlenstoffgehalt nicht über 0,2% liegen darf, ist somit der in dieser Zone auftretenden Höchststärke bereits eine Grenze gesetzt.

Wenn man darüber hinaus die Härtung der beeinflussten Zone noch weiter herabsetzen will, so steht außer einer weiteren Senkung des Kohlenstoffgehaltes hierfür das Mittel einer Vorwärmung beim Schweißen auf 200 bis 300° zur Verfügung.

Durch eine solche Vorwärmung wird infolge des verringerten Temperaturgefälles und der dadurch bedingten langsameren Abkühlung nach dem Schweißen die Härtung der beeinflussten Zone merklich verringert, wie Bild 7 nach K. Schönrock²⁴) zeigt. Gleichzeitig aber, und das ist wohl noch wesentlicher, wird dadurch auch der entstehende Spannungszustand gemildert. Durch das Zusammenwirken dieser beiden Einflüsse, die nicht voneinander zu trennen sind, wird die Rißanfälligkeit der beeinflussten Zone und des Schweißgutes beträchtlich verringert

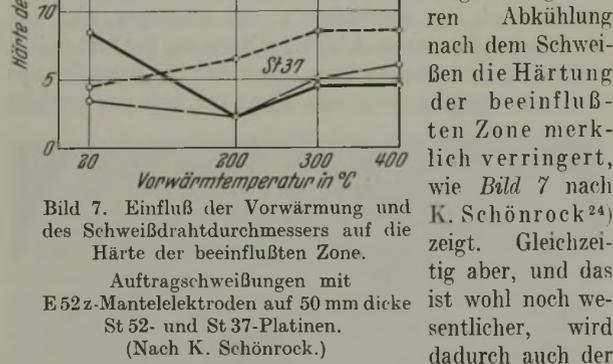


Bild 7. Einfluß der Vorwärmung und des Schweißdrahtdurchmessers auf die Härte der beeinflussten Zone. Auftragschweißungen mit E 52z-Mantelelektroden auf 50 mm dicke St 52- und St 37-Platinen. (Nach K. Schönrock.)

entstehende Spannungszustand gemildert. Durch das Zusammenwirken dieser beiden Einflüsse, die nicht voneinander zu trennen sind, wird die Rißanfälligkeit der beeinflussten Zone und des Schweißgutes beträchtlich verringert

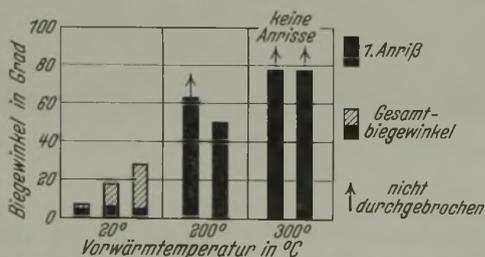


Bild 8. Einfluß der Vorwärmtemperatur beim Schweißen auf das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs. St 52, geschweißt mit 5 mm dicken E 52 z-Mantelelektroden. (Nach K. Schönrock.)

und damit auch das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs stark verbessert (Bild 8). Durch das Vorwärmen beim Schweißen steht somit ein Mittel zur Verfügung, mit dem nicht nur in der Aufschweißbiegeprobe, sondern auch im Bauteil selbst der Spannungszustand und die Härtung der beeinflussten Zone zugleich gemildert werden kann.

Das gleiche würde natürlich auch für ein Spannungsfreigleichen nach dem Schweißen gelten, wie es z. B. im Kesselbau üblich ist. Dadurch wird die Härtung der beeinflussten Zone praktisch aufgehoben, und

gleichzeitig werden die Schweißspannungen fast restlos beseitigt. Eine solche Glühbehandlung nach dem Schweißen ergibt beim Aufschweißbiegeversuch sehr hohe Biegewinkel ohne Anrisse und würde auch im Bauwerk alle aus den Spannungen und den Härtungserscheinungen sich ergebenden Gefahren beseitigen; sie ist jedoch technisch nur beschränkt durchführbar.

Man findet vielfach die Meinung, daß man die Härtung der beeinflussten Zone auch durch die Wahl der Schweißdrahtdicke wesentlich in dem Sinne beeinflussen könne, daß dünne Elektroden starke, dicke Elektroden schwächere Härtung ergeben. Das trifft jedoch, wie schon H. Hauttmann²⁵) gezeigt hat, im wesentlichen nur für dünnere Bleche zu. Bei der vorliegenden Blechdicke von 50 mm, bei der das Stück auch größere Wärmemengen ohne weiteres aufnehmen und ableiten kann, bleibt der Einfluß der Elektrodendicke gering. Nur bei Elektroden mit 3 mm Dmr. konnte eine etwas größere Aufhärtung als bei 4 bis 8 mm starken Elektroden festgestellt werden, wie dies auch aus Bild 7 zu ersehen ist. Im Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs war dagegen ein über die Streuung der Versuchsergebnisse hinausgehender Einfluß des Elektrodendurchmessers nicht festzustellen.

Von verschiedenen Seiten wird die Auffassung vertreten, daß die Härtung der beeinflussten Zone durch eine metallurgische Behandlung des Stahles im Sinne der Erzeugung von Feinkörnigkeit verringert werden könnte²⁶). Die Verringerung der Härte durch die metallurgisch bedingte Feinkörnigkeit gilt aber, was dabei vielleicht übersehen wird, nur für den Temperaturbereich, wie er üblicherweise etwa für Normalglühen und Härten in Betracht kommt²⁶). Bei einer starken Ueberhitzung auf Temperaturen bis dicht unterhalb des Schmelzpunktes, wie sie beim Schweißen auftritt, geht dieser Unterschied zwischen feinkörnigem und grobkörnigem Stahl vollständig wieder verloren, ja er kann sich unter Umständen sogar in das Gegenteil umkehren²⁷). In Übereinstimmung hiermit konnten an Aufschweißbiegeproben, die aus metallurgisch verschieden behandelten Pfannen derselben Schmelzung stammten und die sehr starke Unterschiede in der McQuaid-Ehn-Korngröße aufwiesen, in der am stärksten gehärteten Schicht dicht unterhalb der Schweißnaht weder in bezug auf die Korngröße noch in bezug auf die Höchststärke nennenswerte Unterschiede festgestellt werden (Bilder 9 bis 11). Gerade die am stärksten überhitzte und gehärtete Zone ist es aber, in der, wie gezeigt wurde, die Anrisse entstehen. Der darunterliegende weniger hoch erhitze Teil der beeinflussten Zone ist weit weniger gefährdet. Aus dem Bruchaussehen von mit Trennungsbrüchen durchgebrochenen Proben (Bild 12) kann man entnehmen, daß dieser untere Teil der beeinflussten Zone, wie das schräge Bruchgefüge erkennen läßt, durch die Wärmebeeinflussung beim Schweißen eher eine Vergütungswirkung erfährt. Auch in dieser Zone war aber ein über die Streuung der Meßergebnisse hinausgehender Einfluß der McQuaid-Ehn-Korngröße auf den Härteverlauf nicht nachzuweisen (siehe Bild 12 a). In Übereinstimmung hiernit zeigte sich im Gefüge kein Unterschied bezüglich Korngröße und Gefügeausbildung. Man muß daher wohl annehmen, daß die an sich zu er-

²³) Burns, I. L., T. L. Moore, R. S. Archer: Trans. Amer. Soc. Met. 26 (1938) S. 14; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 439.

²⁴) Techn. Mitt. Krupp demnächst.

²⁵) Eilender, W.: Erörterung zum vorliegenden Vortrag am 4. Juli 1939 in Düsseldorf (nicht veröffentlicht); Werner, O.: Elektroschweißg. 10 (1939) S. 61/67; Hauttmann, H.: Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffn. 7 (1939) S. 41/47.

²⁶) Houdremont, E., und H. Schrader: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1412/22 (Werkstoffaussch. 358).

²⁷) Herty jr., C. H., D. L. McBride und S. O. Hough: Min. metallurg. Invest., Pittsburgh, Bull. Nr. 65, 1934, 48 S.; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 169/70.



Korngröße 1 bis 3
(üblich vergossen)
Höchsthärte 366 bis 349



7 bis 8
(auf Feinkorn behandelt)
366 bis 383



2 bis 3
(auf besondere Einschlusverteilung behandelt)
366 bis 383

Bilder 9 bis 11. Einfluß der McQuaid-Ehn-Korngröße auf Gefüge und Höchststärke der beeinflussten Zone in den Aufschweißbiegeproben aus einer St-52-Versuchsschmelze. (Chemische Zusammensetzung siehe Zahlentafel 1.) Höchststärke der beeinflussten Zone in Vickers-Einheiten bei 10 kg Last. (rd. $\times 70$.)

wartende das Kornwachstum hindernde Wirkung der Feinkornbehandlung bei der Wärmebeeinflussung durch das Schweißen wegen der kurzen Einwirkungsdauer überhaupt nicht in Erscheinung tritt oder sich auf einen so schmalen Bereich beschränkt, daß sie im Härteverlauf und im Gefüge nicht oder nur schwer nachzuweisen ist.



Bild 12. Bruchgefüge der Schweißnaht und der beeinflussten Zone einer mit geringem Biegewinkel gebrochenen Aufschweißprobe aus St 52. ($\times 34$.)

Zusammenfassend ergibt sich somit, daß die ersten Anrisse beim Aufschweißbiegeversuch in der wärmebeeinflussten Zone des Grundwerkstoffes oder im Schweißgut selbst als Folge des Zusammenwirkens von Schweiß- und Biegespannungen bei Verformungen entstehen, die weit über das hinausgehen, was in Bauwerken zulässig ist. Eine gegebenenfalls eintretende Härtung des Grundwerkstoffes vermindert die Verformungsfähigkeit und begünstigt dadurch das Anreißen, ist aber — innerhalb der durch die heutigen

Analysenvorschriften gegebenen Grenzen — nicht als erste Ursache der Anrißbildung zu betrachten. Eine Verminderung der Anrißgefahr ist durch Schweißen unter ausreichender Vorwärmung möglich, weil hierbei die Schweißspannungen und gleichzeitig auch die Härtung geringer werden.

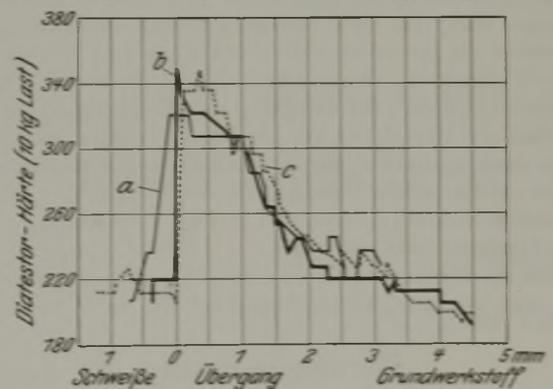


Bild 12 a. Einfluß der McQuaid-Ehn-Korngröße auf den Härteverlauf in der beeinflussten Zone der Aufschweißbiegeproben nach Bild 9 bis 11.

- a = üblich vergossen, McQuaid-Ehn-Korngröße 1 bis 2.
- b = auf Feinkorn behandelt, McQuaid-Ehn-Korngröße 7 bis 8.
- c = auf Einschluszeiten behandelt, McQuaid-Ehn-Korngröße 2 bis 3.

Im gleichen Sinne wirkt ein nachträgliches Spannungsfrei-glihen der Schweißung. Eine metallurgische Beeinflussung der Härtebarkeit, etwa durch Feinkornbehandlung, ist dagegen in der rißgefährdeten Zone bei gegebener Zusammensetzung unter den Erhitzungs- und Abkühlungsbedingungen der in Frage kommenden Schweißungen nicht zu erwarten.

Die bisherigen Betrachtungen haben sich beschränkt auf die Vorgänge bis zum Anreißen der Probe und die hierfür maßgebenden Einflüsse. Bis zu diesem Zeitpunkt prüft man im wesentlichen nur das Schweißgut und die beeinflusste

Zone, nicht den unbeeinflussten Grundwerkstoff. Es wurde aber gleich eingangs hervorgehoben, daß man gerade dem Verhalten des Grundwerkstoffes bei dieser Prüfung die für die Eignung des Werkstoffes entscheidende Bedeutung beimißt. Je nachdem, ob der Grundwerkstoff unter dem Einfluß der Kerbwirkung der Anrisse, die durch das Einreißen des Schweißgutes und der beeinflussten Zone entstehen, schlagartig durchbricht oder erst bei weiterer Verformung langsam aufreißt, wird der Werkstoff als geeignet oder ungeeignet angesehen. Man will also auch durch den Aufschweißbiegeversuch die Neigung des Werkstoffes zum Trennungsbruch unter dem Einfluß eines mehrachsigen Spannungszustandes prüfen, wie er sich durch scharfe

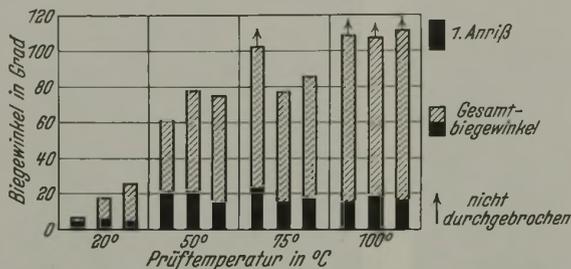


Bild 13. Einfluß der Prüftemperatur auf das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs. St 52 geschweißt mit 5 mm dicken E 52 z-Elektroden. (Nach K. Schönrock.)

Kerben — als solche wirken hier die Anrisse — ausbildet. Man verfolgt demnach im Grunde genommen das gleiche Ziel wie auch beim Kerbschlagversuch, nur daß man hier den Kerb nicht an eine bestimmte Stelle legt und ihm eine bestimmte geometrische Form gibt, sondern ihn durch das Zusammenwirken von einer großen Reihe von Umständen, die zum Teil mit dem Werkstoff in gar keinem Zusammenhang stehen, während des Versuchs erst mehr oder weniger zufällig sich bilden läßt. Man prüft demnach mit einer Probe, die weder in der Form noch nach dem in ihr herrschenden Spannungszustand festgelegt ist. Sind aber schon bei der Kerbschlagprobe, die doch wenigstens im Ausgangszustand eine geometrisch eindeutige Form hat, die Verhältnisse sehr verwickelt, so entziehen die hier entstehenden sich schon von vornherein jeder Nachprüfung. Wenn man auch beim Aufschweißbiegeversuch mit mehr oder weniger großer Eindeutigkeit einen Einfluß des Werkstoffes auf das Ergebnis finden kann, so kann doch bei einer so verwickelten Probe gar nicht übersehen werden, welche Eigenschaften des Werkstoffes hierbei eigentlich wirksam gewesen sind und auf welchem Wege sie das Ergebnis beeinflusst haben.

Da die Neigung des Werkstoffes zum Trennungsbruch, wie man von dem Kerbschlagversuch her weiß, von der

Temperatur abhängt, so geht in das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs auch der Einfluß der Prüftemperatur ein. Bild 13 zeigt nach Versuchen von K. Schönrock, wie mit sinkender Temperatur die Neigung zum Durchschlagen zunimmt. Da der Uebergang vom Verformungs- zum Trennungsbruch unstetig erfolgt, so gibt die Prüfung bei Raumtemperatur auf jeden Fall nur einen Ausschnitt aus dem Prüfverhalten des Werkstoffes. Erst aus einer Kurve, die den Biegewinkel in Abhängigkeit von der Prüftemperatur wiedergibt, würde man ein etwas zuverlässigeres Bild erhalten können. Ein solches Verfahren wäre sogar folgerichtig, wenn man die Beanspruchungsverhältnisse im Bauwerk einigermaßen erfassen wollte, denn Temperaturen bis zu -20° und darunter

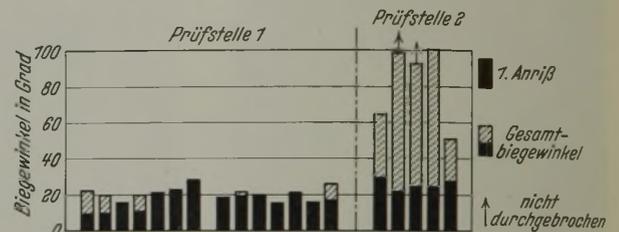


Bild 14. Streuung der Ergebnisse des Aufschweißbiegeversuchs. Proben aus der üblich vergossenen Pfanne mit St-52-Versuchsschmelze, an zwei Stellen geprüft.

können ja im Winter jederzeit vorkommen. Die Prüfung bei Raumtemperatur ist also im Grunde genommen nur durch die Bequemlichkeit der technischen Durchführung bedingt.

Schließlich sei noch darauf hingewiesen, daß von einem praktisch brauchbaren Prüfverfahren vor allem verlangt werden muß, daß es eine sichere Wiederholbarkeit der Ergebnisse gewährleistet. Daß dies beim Aufschweißbiegeversuch nur sehr bedingt der Fall ist, ist in Anbetracht der Vielzahl der Einflußgrößen schon von vornherein zu erwarten. Die Unsicherheit wird dann besonders deutlich in Erscheinung treten, wenn die Neigung des Stahles zum Trennungsbruch nahe an der Grenze der angewendeten Prüfbedingungen liegt. Dann wird es vorkommen können, wie dies Bild 14 zeigt, daß auf Grund unbedeutender Unterschiede in der Versuchsdurchführung derselbe Werkstoff auf der Prüfstelle 1 ein schlechtes, auf der Prüfstelle 2 ein gutes Ergebnis liefert, obwohl beide Stellen nach der gleichen Vorschrift prüfen. Es kann also, wenn man das Ergebnis des Aufschweißbiegeversuchs als Maßstab ansehen will, unter Umständen von ganz geringfügigen Zufälligkeiten abhängen, ob der betreffende Werkstoff zugelassen oder als ungeeignet verworfen wird. [Schluß folgt.]

Berufsgliederung der Techniker auf Eisenhüttenwerken.

Schon einmal haben wir über die Berufsgliederung der Techniker auf Eisenhüttenwerken berichtet¹⁾. Die damaligen Erhebungen zum 1. Januar 1936 sind zum 1. Januar 1939 wiederholt worden. Es wurden diesmal 251 Werke erfaßt, von denen 191 die Frage beantwortet haben. Der Ausfall betrifft aber nur kleinere und kleinste Werke, so daß die Aufstellung wieder weitgehend Anspruch auf Vollständigkeit erheben kann. Die Belegschaft an technischen Beamten ist innerhalb der drei Jahre von 12 577 auf 15 212 angestiegen, hat also eine Vermehrung um rd. 21% erfahren. Die Rohstahlerzeugung hat in der Zeit zugenommen um 42%. Auf denselben Kreis von 154 Werken bezogen, die sowohl 1936 als auch 1939 geant-

wortet haben, ist die Zahl der technischen Beamten um 16% gestiegen. Die weitere Zunahme ist besonders bedingt durch die Einbeziehung der Werke der Ostmark.

In den Bildern 1 bis 3 sind den Darstellungen aus dem Jahre 1936 die Ergebnisse der neuen Erhebungen gegenübergestellt. Die Verschiebungen innerhalb der einzelnen Gruppen sind nicht sehr bedeutend, am geringsten noch bei den Ausbildungsgruppen (Bild 1) im ganzen gesehen. Der Anteil der „Fachleute im engeren Sinne“ ist, wenn auch nur wenig, gestiegen, es bleibt also dabei, daß die „Angelernten“ die Mehrheit haben. Der Anteil der Akademiker in leitenden Stellen hat sich verstärkt.

Bei dem Vergleich nach Berufsgruppen (Bild 2) zeigt sich ein verhältnismäßiger Rückgang der Werksleiter, wenn

¹⁾ Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1251/52.

man will, ein Zeichen der fortdauernden Konzentration der Werke. Etwas Ähnliches gilt für die Hochofenbetriebe, während die anderen Erzeugungsbetriebe einen mehr oder minder großen Auftrieb zeigen. Auffällig ist das Zurückbleiben der personellen Besetzung des Maschinenbetriebes.

sprechenden Zuwachs in den Altersklassen von 40 bis 60 Jahren. Bei den Fachschülern haben die Altersgruppen von 31 bis 40 Jahren und von 51 bis über 60 Jahre verhältnismäßig zugenommen, alle anderen haben anteilig abgenommen. Das gleiche trifft zu für die Gruppe ohne besondere Vorbildung. Hier ist insbesondere das Loch, das durch den Abbau in den Jahren der schlechten Beschäftigung entstanden ist, wieder voll aufgefüllt worden. Es ist zu beachten, daß in der Altersklasse von 30 bis 40 Jahren die Gruppe der Fachschüler die der Akademiker, die sich 1936 an Zahl etwa die Waage hielten, um rd. 20 % überflügelt hat und daß auch die Zahl der technischen Beamten ohne besondere Vorbildung unverhältnismäßig stark gestiegen ist. Hingewiesen sei noch auf die sich in allen Gruppen zeigende Verlängerung des Dienstalters.

Es sei nochmals hervorgehoben, daß die vorhergehenden Angaben zu den Bildern sich durchweg auf Verhältnisgrößen beziehen; absolut ist in allen Sparten ein Zugang festzustellen. In Bild 3 sind die Ablesungen nach einzelnen Jahresklassen auf den Kurven Schätzwerte. Auf Grund der Statistik sind nur die Werte für Jahresgruppen erhalten worden, die in der Abbildung durch die waagerechten Striche angedeutet sind. Die durch die Schätzung verursachten Fehler können aber nur geringfügig sein. Die Rückrechnung auf das Lebensalter von 20 Jahren ist erfolgt nach der Sterbetafel der deutschen Reichsstatistik (die von einzelnen Punkten der Kurven zu der Ordinatenachse ausgehenden leicht gekrümmten Linien).

Im übrigen wäre es verfehlt, aus den vorliegenden zwei Zahlengruppen weitgehende Rückschlüsse auf die Ent-

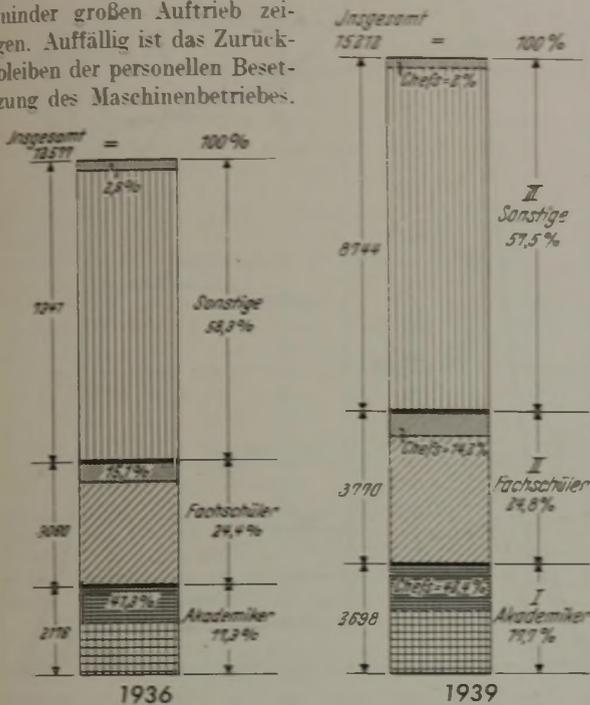


Bild 1. Aufbau nach Ausbildungsgruppen.

Die Weiterentwicklung der Versuchsanstalten im Zusammenhang mit dem erwähnten Zugang der Erzeugungsbetriebe ist vermutlich als Ausdruck der weiter voran-

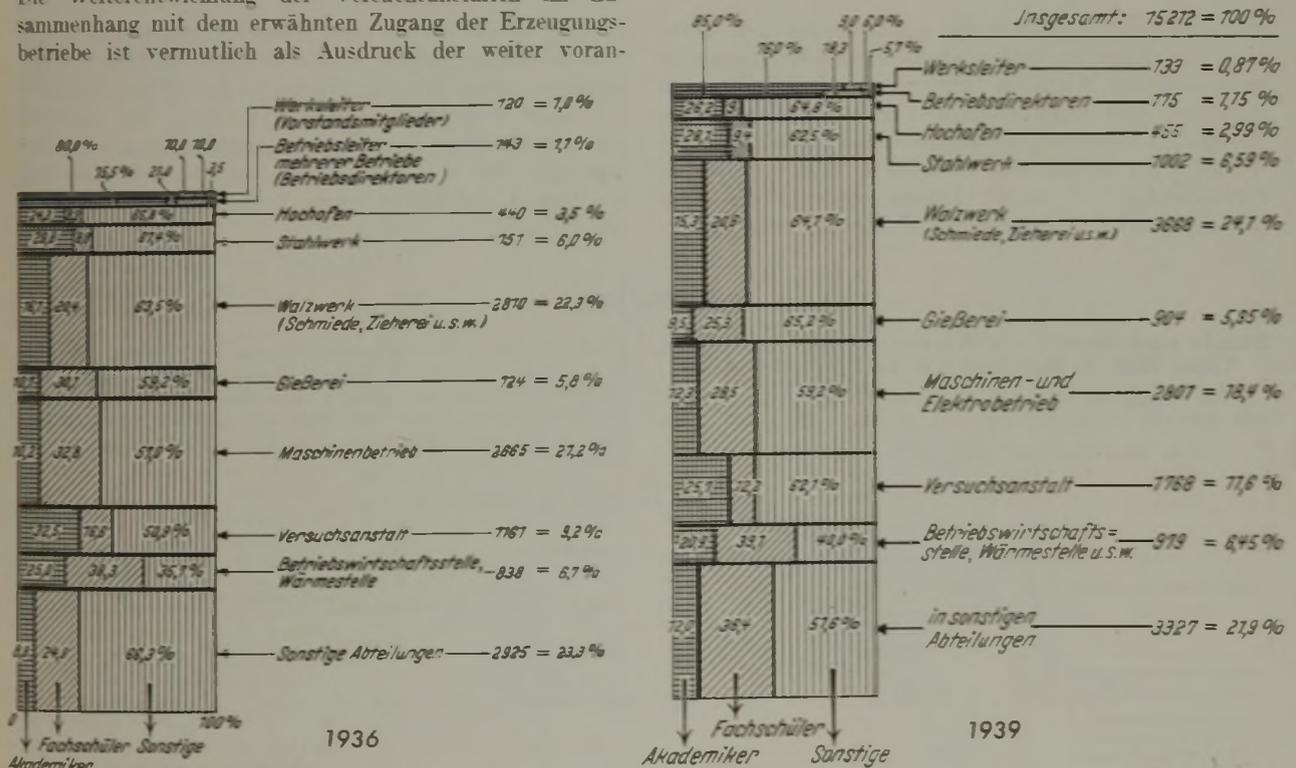


Bild 2. Aufbau nach Berufs- und Ausbildungsgruppen.

schreitenden Verfeinerung der Werkstoffwirtschaft zu deuten. Die Besetzung der Betriebs- und Wärmestellen ist eher rückläufig, was mit der gekennzeichneten Werkskonzentration in Einklang stehen dürfte.

Beim Altersaufbau (Bild 3) ist bei den Akademikern ein verhältnismäßiger Rückgang festzustellen bei den Altersklassen bis zu 40 Jahren, besonders stark in der Altersgruppe unter 25 Jahren. Der Ausgleich erfolgt durch einen ent-

wicklungsrichtung ableiten zu wollen. Dazu wird es einer länger fortgesetzten Statistik bedürfen.

Zum Schluß sei noch eine kleine Betrachtung über den Nachwuchsbedarf angestellt, die sich aus den seinerzeit schon aufgezeichneten Gründen auf die akademisch gebildeten Hüttenleute beschränken muß. Unter den früher gemachten Voraussetzungen würde der Zugangsbedarf an Studierenden der Eisenhüttenkunde im Alter von 20 Jahren

um etwa 30% höher liegen als 1936, also auf rd. 115 bis 125 je Jahr festzusetzen sein, je nachdem ob man von der zufälligen Zahl der 30jährigen oder der Durchschnittszahl im Lebensalter von 30 bis 40 Jahren ausgeht. Dabei sind aber,

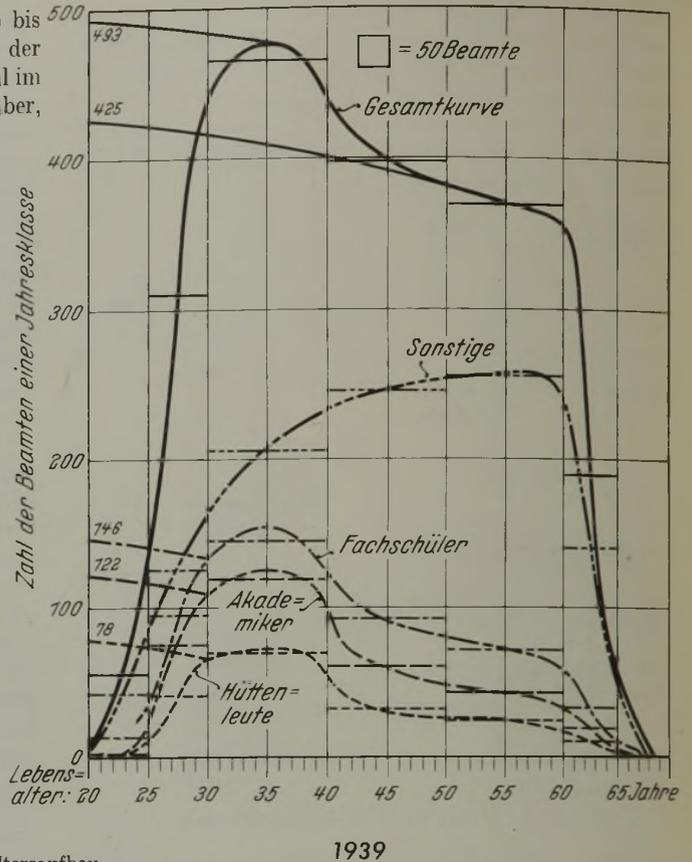
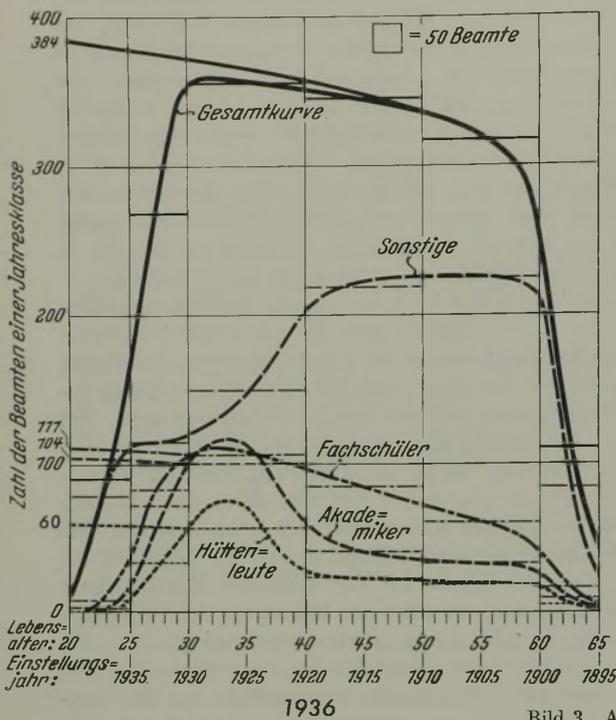


Bild 3. Altersaufbau.

wie schon oben ausgeführt, die im Bau befindlichen Werke nicht berücksichtigt worden, ebensowenig wie die neu hinzugekommenen Werke in Ostoberschlesien. Wir kommen damit zu einer notwendigen Studierendenzahl an Eisenhüttenleuten von mindestens etwa 500, dem bei Ausbruch des Krieges eine tatsächliche Zahl von gut 300 gegenüberstand. Wenn der Zugang zu den Hochschulen sich auch stärker gebessert hatte, als diesem Verhältnis ent-

spricht, so war der voraussichtliche Zugangsbedarf immer noch nicht ganz gedeckt; um so fühlbarer hätte sich in den nächsten Jahren der ganz erhebliche Ausfall der Zwischenjahrgänge bemerkbar gemacht. Der Krieg hat natürlich das normale Bild vollständig umgeworfen, das eine ist aber jedenfalls klar, daß der Nachwuchsfrage auch unter den heutigen Verhältnissen ernste Aufmerksamkeit geschenkt werden muß.

Umschau.

Band- und Weißblech-Walzwerke der Tennessee Coal, Iron & Railroad Co. in Fairfield, Ala.

Nach Angaben von T. J. Ess und James D. Kelly¹⁾ ist eine jährliche Erzeugung von etwa 200 000 t Weißbleche vor-

¹⁾ Iron Steel Engr. 16 (1939) Nr. 3, S. T-1/T-23.

gesehen worden, für deren Bewältigung der Neubau von Tieföfen, einer Blockstraße, einer Bandblechstraße und eines Weißblech-Walzwerkes mit zugehörigen Einrichtungen nötig wurde. Dabei ist besonderer Wert auf möglichst störungsfreien und geradlinigen Durchgang des Werkstoffes gelegt worden (Bilder 1 bis 3).

Zahlentafel 1. Angaben über die Bandblechstraße.

Bezeichnung der Gerüste	Zahl der Walzen	Abstand vom vorigen Gerüst m	Walzen			Antriebsmotoren				Vor-gelege-Ueber-setzungs-ver-hältnis	Gleichstrom-motoren für 230 V zum Schraubenstellen		Drehzahl der Walzen U/min	Walz-geschwin-digkeit m/s						
			Durch-messer der Arbeits-walzen mm	Durch-messer der Stütz-walzen mm	Ballen-länge mm	Stärke in PS	Strom-art	Strom-span-nung in V	U/min		Stärke in PS	U/min								
															Stärke in PS	Strom-art	Strom-span-nung in V	U/min	Stärke in PS	U/min
Erstes Zunderbrechgerüst mit senkrechten Walzen	2	—	965	—	245	1000	Drehstrom	6600	600	27,6	1 zu 50	—	21,7	1,1						
Dreiwalzen-Universalgerüst mit Stehwalzen von 558 mm Dmr. und 527 mm Länge	5	25,2	760	530	1650	4000	Gleichstrom	800	80/160	—	1 zu 75 für Liege-, 2 zu 50 für Stehwalzen	—	80/160	2,35						
Zweites Zunderbrechgerüst	2	128,0	812	—	1219	500	Gleichstrom	600	150/450	15,08	2 zu 15	750	9,94/29,84	0,43/1,28						
1. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	2500									175/350	6,2	28,2/56,4	0,81/1,62		
2. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	3000									150/350	3,44	43,6/101,6	1,24/2,90		
3. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	3500									175/350	2,15	81,2/162,4	2,32/4,64		
4. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	3500									mittelbar angetrieben	125/250	je 2 zu 35	je 590	125/250	3,57/7,14
5. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	3000														
6. Fertiggerüst	4	6,10	550	1219	1219	2500	175/350	5,0/10,0												

Der Gleichstrom von 800 V für den Motor des Universalgerüsts wird durch einen Umformersatz mit einem Antriebsmotor von 4900 PS für Drehstrom von 6600 V bei 514 U/min für zwei 1750-kW-Gleichstrommaschinen geliefert. Den Strom für die Motoren der Fertigstraße liefern zwei Umformersatz mit einem Antriebsmotor von 8400 PS für 6600-V-Drehstrom und 360 U/min für zwei 3000-kW-600-V-Gleichstrommaschinen.

1. Tieföfen und Blockstraße.

Zu den vorhandenen Tieföfen wurden sechs neue von je $4,6 \times 4,6 \text{ m}^2$ und 2,9 m Tiefe in drei Gruppen zu je zwei Zellen mit heb- und verfahrenen Deckeln hinzugefügt, die je zwei Rekuperatoren aus Hohlziegeln haben. Die Öfen werden mit Koksogas beheizt und fassen 16 Blöcke von $610 \times 610 \text{ mm}^2$, 12 Blöcke von $610 \times 914 \text{ mm}^2$, 8 Blöcke von $610 \times 1370 \text{ mm}^2$ und 6 Blöcke von $760 \times 1520 \text{ mm}^2$ Querschnitt, deren Länge und Gewicht nicht angegeben worden sind.

Das neue Block- und Brammen-Umkehr-Walzgerüst hat zwei Walzen von 1150 mm Dmr. und 2600 mm Ballenlänge sowie eine Vorrichtung zum Verschieben und Hochkantstellen der Brammen beim Stauchen. Der Antriebsmotor von 7000 PS für 50/100 U/min und 700 V Gleichstrom wird von einem Umformersatz gespeist, der einen 6600-V-Drehstrom-Antriebsmotor mit 352 U/min und zwei 3000-kW-Gleichstrommaschinen sowie ein Schwungrad von 79 t hat. Die Druckschrauben werden von zwei 150-PS-Motoren angetrieben. Die Brammenschere kann Querschnitte bis zu $1140 \times 190 \text{ mm}^2$ oder $914 \times 250 \text{ mm}^2$ schneiden und hat zwei Antriebsmotoren von je 300 PS.

Vom Rollgang hinter der Schere gelangen die Brammen durch einen Drucker auf ein Förderband, das sie zum Brammenlager bringt, wo sie durch eine besondere Vorrichtung gewendet werden können, um ihre andere Seite zu besichtigen. Auf dem Lager werden die Brammen wenn nötig von Schalen usw. befreit und dann durch einen Kran auf eine Stapelvorrichtung gelegt, die sich am hinteren Ende jedes der Brammenwärmöfen befindet. Die unterste Bramme des Stapels wird darauf unter einem einstellbaren Vorstoß hindurch auf die Einsetzschleppleisten des Ofens gestoßen, von wo aus ein oder beide zu einem Ofen gehörige Drucker sie in den Ofen schieben.

2. Brammenwärmöfen.

Jeder der drei Durchstoßöfen mit einer Herdlänge von 24,4 m und 6,1 m Breite sowie einer möglichen Leistung von 60 t/h kalt eingesetzter Brammen wird mit Koksogas beheizt, und zwar der Vorwärmherd mit vier wassergekühlten Gleitschienen durch sechs Ober- und fünf Unterbrenner, der 5,3 m lange Schweißherd durch sechs Oberbrenner. Decke und Seitenwände sind wärme geschützt. Die Luft wird in Hohlziegelrekuperatoren auf etwa 650° vorgewärmt. Gewöhnlich arbeiten zwei Öfen mit einer Durchschnittsleistung von 45 t/h bei einem Wärmeverbrauch von 504 200 kcal/t, von dem 25% auf den Schweißherd, 45% für Oberbeheizung und 30% für Unterbeheizung verwendet werden.

3. Bandblechstraße.

Ihre Leistungsfähigkeit wird mit 37 500 t je Monat angegeben, und zwar für Bänder von 1,3 mm Dicke bis zu 965 mm Breite, und von 2 mm Dicke und mehr bis zu 1115 mm Breite. Eine übliche Bramme hat etwa 760 mm Breite, 150 mm Dicke, 5400 mm Länge und etwa 5,4 t Gewicht. Die Brammen haben eine Austrittstemperatur von etwa 1230° . Zahlentafel 1 enthält alle Angaben über die Walzenstraße. Der im ersten und zweiten Zunderbrechgerüst gelöste Zunder wird durch Druckwasser von etwa 90 at abgespritzt. Ein vorhandenes Dreiwalzen-Universalwalzgerüst dient als Ersatz der üblichen viergerüstigen kontinuierlichen Vorstraße; es hat gegossene Nickelstahlwalzen. Ober- und Unterwalze liegen in Kunstharzlager, Mittelwalze und Stehwalzen in Bronzelagern. Im Universalwalzgerüst erhält die Bramme 11 oder weniger Stiche, deren Abnahme auf einer selbsttätig arbeitenden Schraubenstellvorrichtung vorher eingestellt wird. Da das Brammengerüst Brammen jeder gewünschten Breite liefert, ist in diesem Fall kein Querwalzgerüst wie bei den Anlagen üblicher Bauart erforderlich.

Werden auf dem Universalgerüst Grobbleche gewalzt, so gehen sie über ein Kettenschlepper-Kühlbett von $30,5 \times 20 \text{ m}^2$ auf einen zum Auslaufrollgang gleichgerichteten Rollgang, in den eine Richtmaschine und eine Schere für $1220 \times 28 \text{ mm}^2$ eingebaut ist, worauf sie durch einen 20-t-Kran verladen werden können.

Die für Bandbleche bestimmte auf dem Universalgerüst vorgewalzte Bramme von etwa 19 mm Dicke geht zu einer Schere für $1200 \times 28 \text{ mm}^2$, wo die Enden abgeschnitten werden, und dann zur Fertigstraße, die aus einem Zunderbrechgerüst und sechs Fertigerüst besteht.

Die beiden ersten Fertigerüste haben Molybdän-Hartgußwalzen, die anderen Gerüste gegossene Chromstahlwalzen, alle Stützwalzen sind aus gegossenem Nickelstahl. Zwischen den Fertigerüsten sind elektrisch betätigte Schlingenspanner angeordnet. Die Walzen des Zunderbrechgerüsts und die Stützwalzen liegen in ölgeschmierten Lagern, während die Rollenlager der Arbeitswalzen Fettschmierung haben.

Die Temperatur des Walzgutes wird durch aufschreibende Strahlungs-pyrometer überwacht, und zwar zwischen erstem Zunderbrechgerüst und Universalgerüst, dann vor dem zweiten Zunderbrechgerüst, hinter dem sechsten Fertigerüst und vor dem ersten Haspel.

Zahlentafel 2. Stichzahl und -abnahme beim Walzen eines Bandbleches von 1,9 mm Dicke.

Stich	Anfangs-dicke in mm	Quer-schnitts-abnahme in %	Stich	Anfangs-dicke in mm	Quer-schnitts-abnahme in %
I. Universalgerüst					
1.	182	8	13.	37	24
2.	168	9	14.	28	18
3.	152	10	15.	23	11
4.	137	7	II. Fertigstraße		
5.	127	12	Zunder- brecher	20,3	0
6.	112	11	1.	10,3	47
7.	99	13	2.	10,7	45
8.	86	12	3.	6,0	47
9.	76	13	4.	3,2	38
10.	66	12	5.	2,3	12
11.	58	17	6.	2,0	6
12.	48	24			

Am Universalwalzgerüst und an der Fertigstraße wird das Gewicht der Oberwalzen durch Druckwasser ausgeglichen.

Zahlentafel 2 gibt die Stichzahl und Abnahme für ein Bandblech von 2 mm Dicke wieder.

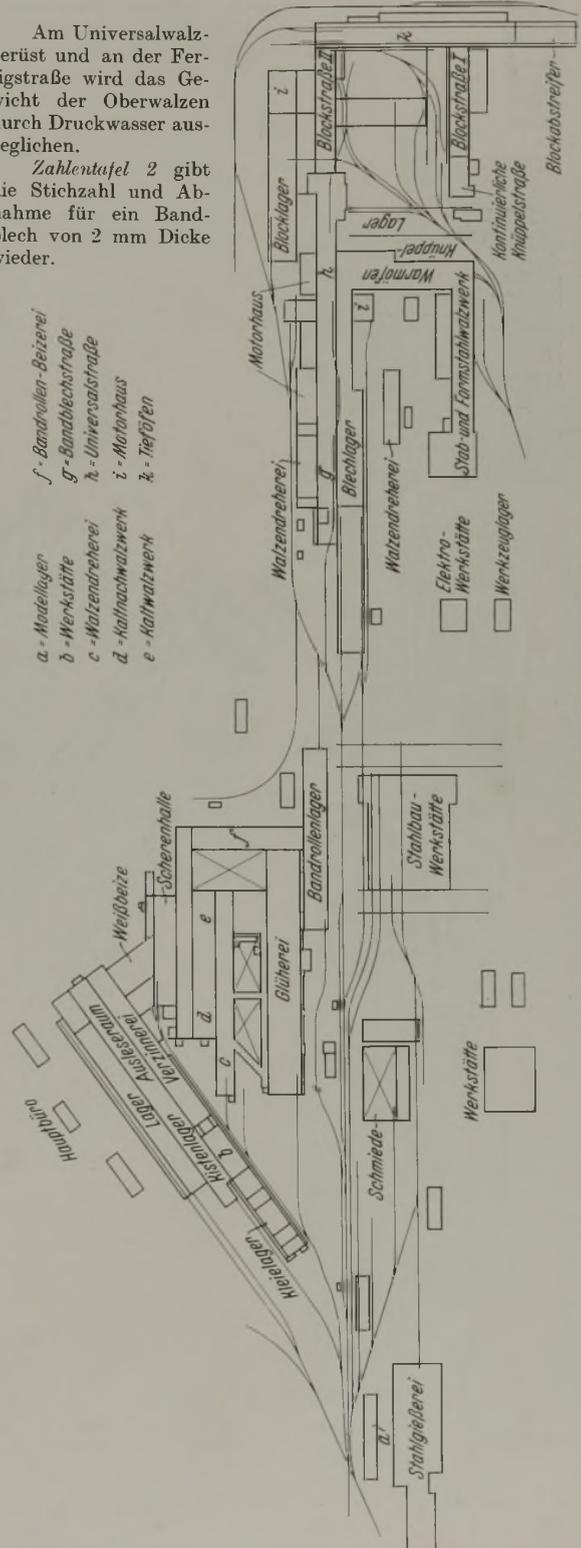


Bild 1. Grundriß der Band- und Weißblech-Walzwerksanlagen.

4. Durchlaufbeizen.

Zum Beizen der Bandbleche sind zwei Durchlaufbeizen¹⁾ von je etwa 165 m Länge mit drei Säurebehältern von je 18,2 m Länge, 1,2 m Breite und 1 m Tiefe sowie zwei Wasserbehältern von je 7,8 m Länge, 1,65 m Breite und 0,94 m Tiefe vorgesehen worden. Die Säurebehälter aus Stahlblech sind mit zwei Lagen säurefester Ziegel und einem Gummiüberzug ausgekleidet, ebenso haben die Deckel auf der Innenseite einen Gummiüberzug. Die Durchlaufgeschwindigkeit beträgt 0,2 bis 0,86 m/s. Die Beizanlage enthält etwa 15% Schwefelsäure, die dauernd auf etwa 90° gehalten wird. Die Leistung je Durchlaufbeize beträgt 25 t/h; der Beizverlust etwa 0,7% bei einer durchschnittlichen Banddicke von 1,9 mm.

5. Kaltwalzwerk und elektrische Reinigungsanlage.

Die Arbeitswalzen aus geschmiedetem Stahl der fünfgerüstigen Kaltwalzenstraßen haben Rollenlager mit Fettschmierung, die Stahlgußstützwalzen ölgeschmierte Lager. *Zahlentafel 3* enthält die Angaben über die Kaltwalzwerke. Die Kaltwalzwerke haben eine Leistung von etwa 25 t/h beim Herunterwalzen von Bandstahl von 1,9 auf 0,25 mm Dicke und eine monatliche Leistungsfähigkeit von 25 000 t. Die Bänder haben 410 bis 915 mm Breite und Endstärken von 0,18 bis 0,94 mm. Der sich beim Walzen aus der Kühlflüssigkeit entwickelnde Dunst wird abgesaugt. Zum Entfernen der Oelhaut gelangen die vom Kaltwalzwerk kommenden Rollen zur elektrischen Reinigungsanlage, die aus vier je 55 m langen Durchlaufeinrichtungen besteht; diese umfassen je einen Ablaufhaspel, Maschine zum elektrischen Aneinanderschweißen der Bandstahlenden, Waschorrichtung, elektrische Reinigungsanlage, Putzvorrichtung, Warmwasserbehälter und Trockenvorrichtung. Das Band durchläuft diese Anlage mit einer Geschwindigkeit von 1,06 bis 4,2 m/s, die auf elektrischem Wege geregelt wird.

6. Glüherei, Kaltnachwalzwerke und Verzinnerie.

In der Glüherei sind 36 Strahlheizrohr-Glühhauben von 4,37 x 2,0 m² Grundfläche und 1,9 m Höhe sowie 108 Untersätze vorhanden, die in drei durch dazwischenliegende Gleise getrennten Reihen angeordnet sind. Die Hauben werden mit Hochdruck-Naturgas beheizt und das Bandblech wird nur in Rollen geglüht, die zu acht bis sechzehn zu einer Ladung von durchschnittlich 44 t zusammengestellt werden. Das Glühen dauert mit Einschluß des vierstündigen Einhaltens der höchsten Glüh-temperatur 48 h und das Abkühlen bis zum Entfernen der inneren Haube 52 h bei einer durchschnittlichen Glüh-temperatur von 685°. Der Brennstoffverbrauch beträgt 42 m³ Naturgas je t geglühtes Gut. Zum Erzeugen von Schutzgas sind vier Anlagen vorhanden.

In den Kaltnachwalzwerken (*Zahlentafel 3*) erhält das Bandblech einen Walzdruck von gewöhnlich weniger als 4%. Die Arbeitswalzen aus geschmiedetem Stahl und die Stahlguß-Stützwalzen haben Rollenlager. Die monatliche Leistung der Kaltwalzwerke beträgt etwa 22 000 t. Die Bandblechrollen gelangen nun zu acht Maschinensätzen, die sie an den Kanten beschneiden und zu Tafeln teilen; diese werden ausgelesen und gestapelt. Jeder Satz besteht aus einem Ablaufhaspel, einer Kreismesserbesäumschere, einer fliegenden Teilschere, selbst-tätigen Auslese- und einer Stapelvorrichtung. Bänder von 410 bis 965 mm Breite, 0,16 bis 5,0 mm Dicke werden in Stücke von 290 bis 1015 mm Länge bei einer Geschwindigkeit von 0,38 bis 1,52 m/s geschnitten.

Die Blechpakete von 5 bis 10 t Gewicht werden zur Weiß-beize befördert, in der sich zwei Beizen für satzweises Beizen mit je zwei Säure- und einem Wasserbehälter befinden; die Körbe mit den eingesetzten Tafeln gehen durch die drei Behälter.

In der Verzinnerie stehen 28 mit Naturgas beheizte Zinn-herde, davon 26 für Weißbleche mit einer Leistung von etwa 1168 kg/h und zwei für Mattbleche für eine Leistung von etwa 914 kg/h.

Der Stromverbrauch für die elektrische Reinigungsanlage, die Scheren und Verzinnerie beträgt 60 kWh/t.

Neun Oelumlaufeinrichtungen versorgen 120 Lager in Vorgelegen, Walzenlagern, Kammwalzen der Stauchwalzen und des Universalgerüsts, Stützwalzenlagern der Fertigwarm- und Kaltwalzen sowie des einzelstehenden Kaltnachwalzgerüsts, ferner an Stromerzeugungsmaschinen und Walzmotoren, während 13 Anlagen für Druckschmierung das Fett den 1696 Lager stellen des Universalwalzgerüsts, der Arbeitswalzen der Fertig-warmwalzgerüste, der Haspel, der Arbeitswalzen der Kaltwalz-gerüste, alle Lager der vier zweigerüstigen Kaltnachwalzwerke und des einzelstehenden Kaltnachwalzgerüsts mit Ausnahme der Stützwalzenlager zwangsläufig zuführen. *H. Fey.*

¹⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1441/42.

Zahlentafel 3. Angaben über Kalt- und Kaltnachwalzwerke.

Bezeichnung der Walzenstraßen und Geräte	Ge- rät Nr.	Zahl der Walzen	Walzen		Stärke in PS	Antriebsmotoren		U/min	Ob mit oder ohne Vorgelege	Über- setzungs- verhält- nis	Gleichstrom- motoren für 230 V zum Schrauben- stellen		Dreh- zahl der Walzen	Walz- geschwin- digkeit	Bemerkungen
			Durch- messer der Arbeits- walzen mm	Durch- messer der Stütz- walzen mm		Strom- art	Span- nung in V				Stücke in PS	U/min			
1. Zwei Kaltwalzwerke mit je fünf hinter- einanderstehenden Geräten, die je 4 m Abstand voneinander haben	1	4	510	1345	500	Gleich- strom	316	450/1050	mit	14,83	je 2	30/71	0,81/1,88	Hauptmotoren: je 250 PS — 600 V Gleich- strom mit Vorgelege, U = 300/1350. Je min. Kraftverbrauch an den Walzwerk- antrieben 98 kWh/t, an den Hilfsan- trieben 9 kWh/t.	
	2	4	510	1345	1250	Gleich- strom	316	350/700	mit	6,27	je 2	56/126	1,48/3,52		
	3	4	510	1345	1250	Gleich- strom	316	350/700	mit	3,01	zu 35	90/202	2,38/5,42		
	4	4	510	1345	1250	Gleich- strom	316	350/700	mit	2,04		119/249	3,13/7,20		
	5	4	510	1345	1250	Gleich- strom	316	350/700	mit	2,64		133/299	3,42/7,95		
2. Vier Kaltnachwalzwerke mit zwei hinter- einanderstehenden Geräten, die je 4,27 m Abstand voneinander haben	1	4	460	1080	200	Gleich- strom	316	600/1500	mit	7,0	je 2	86/214	2,05/5,13	Kraftverbrauch an den Walzwerkanttrieben 17 kWh/t, an den Hilfsanttrieben 8,4 kWh/t.	
	2	4	460	1080	200	Gleich- strom	316	550/1250	mit	5,26	zu 15	105/238	2,51/5,69		
3. Ein einzelstehendes Kaltnachwalzgerät Bremshaspel		4	460	1245	500	Gleich- strom	316	400/1000	mit						
Zwei Bremsdynamomaschinen		4	460	1245	500	Gleich- strom	316	400/1000	mit						

Uniformar zu vorstehenden Walzenanlagen:
Zu 1. Zwei Uniformer mit je zwei 2500-kW-600-V-Gleichstrommaschinen und einer 100-kW-250-V-Bremsmaschine, einer 100-kW-250-V-Gleichstrommaschine und einer 25-kW-250-V-Bremsmaschine mit einem 800-PS-6000-V-1200-U/min-Drehstromantriebsmotor.
Zu 2 und 3. Fünf Uniformer mit je einer 400-kW-600-V-Gleichstrommaschine und einer 25-kW-250-V-Bremsmaschine mit einem 800-PS-6000-V-1200-U/min-Drehstromantriebsmotor.

Wolframarme chromreiche Schnellarbeitsstähle.

A. Gorbunow und Ja. Dowgalewski¹⁾ prüften, in welcher Weise einige Eigenschaften von in letzter Zeit in Rußland entwickelten wolframarmen Schnellarbeitsstählen durch verschiedene Wärmebehandlung beeinflusst werden. Untersucht wurden Stahlproben von 8 × 8 × 60 mm³ und der Zusammensetzung nach *Zahlentafel 1.*

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle.

Stahl Nr.	% C	% Si	% Cr	% W	% V
1	1,10	0,25	9,2	2,38	0,81
2	1,16	0,21	10,1	3,05	0,35
3	0,98	0,62	8,7	4,08	1,56

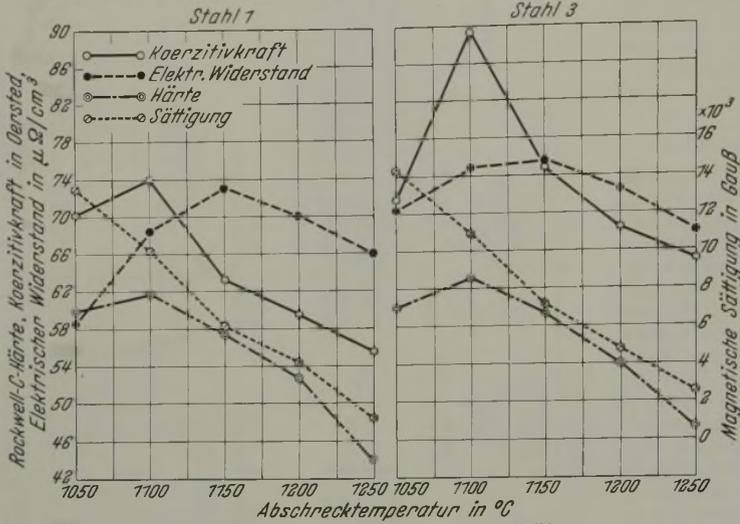


Bild 1.

Bild 2.

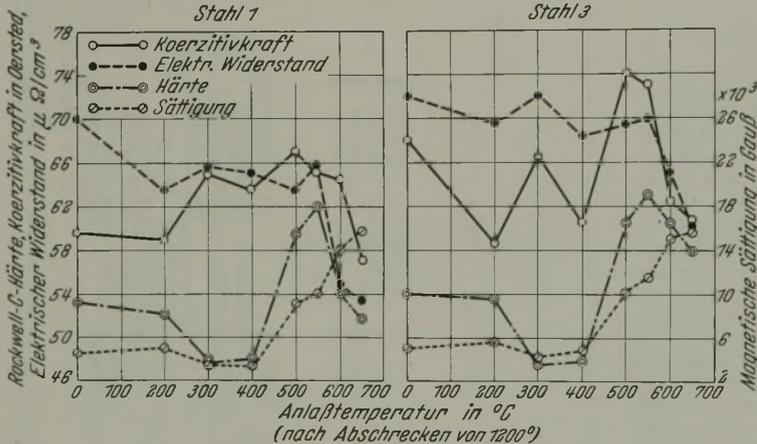


Bild 3.

Bild 4.

Bilder 1 bis 4. Einfluß der Wärmebehandlung auf verschiedene Eigenschaften der Versuchsstähle 1 und 3.

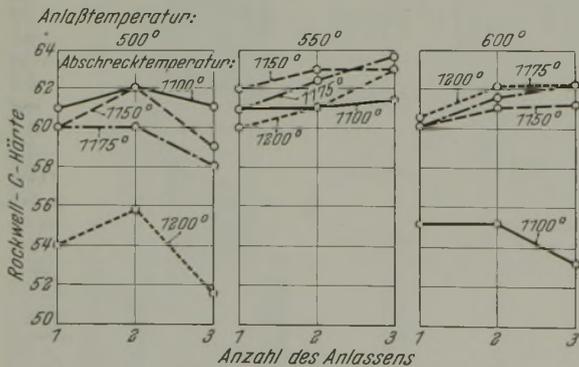


Bild 5. Einfluß wiederholten Anlassens auf die Härte bei Stahl 2.

Den Einfluß verschiedener Abschrecktemperatur auf die Eigenschaften der Stähle 1 und 3 zeigen die *Bilder 1 und 2.* Die Proben wurden im Gasofen 2 min auf Härtetemperatur gehalten und in Öl abgelöscht. Für beide Stähle wird die höchste Härte beim Abschrecken von 1100° erreicht. Bei höheren Temperaturen tritt ein starkes Kornwachstum ein.

Den Einfluß eines einmaligen Anlassens auf verschiedene Temperaturen nach Abschreckung von 1200° veranschaulichen die *Bilder 3 und 4.* Nach Gorbunow und Dow-

galewski tritt beim Anlassen auf 200° ein Uebergang von tetragonalen zum kubischen Martensit und teilweise Aufhebung der Härtespannungen ein. Anlassen auf 200 bis 400° führt zu einem starken Härteabfall, einem geringen Anwachsen der Koerzitivkraft und einer Abnahme der magnetischen Sättigung. In diesem Temperaturbereich werden anscheinend submikroskopische Karbide aus dem Martensit ausgeschieden. Bei Anlassen auf Temperaturen über 400° beginnt der Zerfall des Restaustenits (Zunahme der magnetischen Sättigung) unter Bildung von kubischem Martensit (Zunahme der Härte und der Koerzitivkraft). Bei 550° wird die höchste Härte erreicht, wobei Stahl 1 vorher von 1200°, Stahl 2 von 1160° abgeschreckt wurde. Noch höhere Anlaßtemperaturen führen zur Bildung von Troostit und einer Zusammenballung der Karbide.

Bei Stahl 2 wurde auch die Wirkung eines dreifachen Anlassens je 1 h lang auf 500, 550 und 600° nachgeprüft, wobei die Proben vorher von 1100 bis 1200° abgeschreckt waren. *Bild 5* zeigt, daß die Höchst Härte (63,5 Rockwell-C-Einheiten) nach Abschrecken von 1175° und dreifachem Anlassen auf 550° zu je 1 h erhalten wird.

Mit den Stählen 1 und 3 wurde die Stufenhärtung ausgeführt, indem die Proben von 1200° 10 sowie 60 min lang in Bleibädern mit einer Temperatur von 500, 550 und 600° getaucht, in Öl abgeschreckt und dann dreimal je 1 h lang auf 550° angelassen wurden (*Bild 6 und 7*). Die erreichte Härte ist bei Stahl 1 64,5 und bei Stahl 3 65 Rockwell-C-Einheiten. Eine noch höhere Härte der Proben (65,8 Rockwell-C-Einheiten bei Stahl 1 und bei 66,2 Stahl 3) konnte durch Abschrecken der gehärteten Proben in flüssiger Luft und Anlassen auf 100° erzielt werden.

Die Schneidleistung der Versuchsstähle war im allgemeinen die gleiche wie die eines Stahles mit 4% Cr, 18% W und 1% V, allerdings muß hierzu bemerkt werden, daß dieser Vergleichsstahl wohl nicht besonders hochwertig war. Von Gorbunow und Dowgalewski wird als günstigste Wärmebehandlung für *Stahl 1* *Stahl 3*

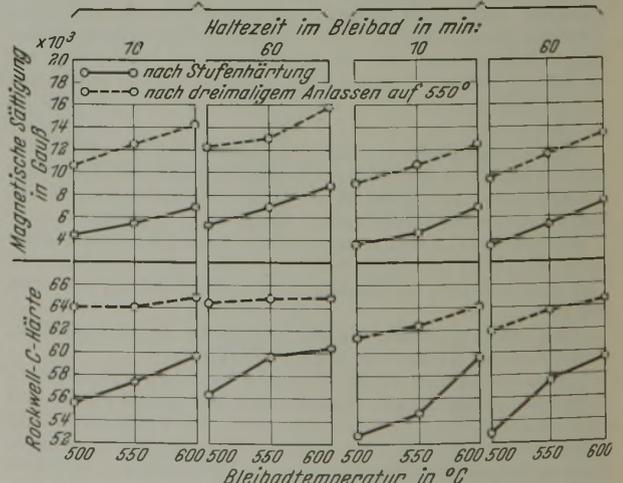


Bild 6.

Bild 7.

Bilder 6 und 7. Einfluß der Stufenhärtung nach Abschreckung von 1200° bei den Stählen 1 und 3.

Schneidwerkzeuge aus dem beschriebenen Sparstoffstahl Abschrecken von 1180 bis 1200° im Bleibad von mindestens 600° und dreifaches Anlassen auf 550° während 3 h vorgeschlagen.

Georg Hieber.

¹⁾ Stal 8 (1938) Nr. 5, S. 55/60.

Aus Fachvereinen. Iron and Steel Institute.

(Frühjahrs-Hauptversammlung vom 3. bis 5. Mai 1939 in London. —
Fortsetzung von Seite 1213.)

Im achten Bericht¹⁾ des Ausschusses zur Klärung der Frage der

Ungleichmäßigkeit von Stahlblöcken

berichtet W. H. Hatfield²⁾ über

Untersuchungen an einem Chrom-Nickel-Molybdän-Vanadin-Stahlblock,

bei dem in besonders hohem Maße Fehlerfreiheit erzielt wurde. Dieser Beitrag ist um so beachtenswerter, als die Erkenntnis der Bedingungen zur Vermeidung von Blockfehlern von einer völligen Klärung noch weit entfernt ist. Es handelt sich um einen 700-kg-Block aus einer basischen 32,5-t-Lichtbogenofenschmelzung, deren Zusammensetzung gemäß der British Standard Specification in der letzten Ofenprobe folgende war: 0,22% C, 0,22% Si, 0,60% Mn, 0,008% P, 0,008% S, 2,92% Ni, 1,23% Cr, 0,003% O₂ (Heißextraktion, Blockprobe); Vanadin und Molybdän sind nicht angegeben.

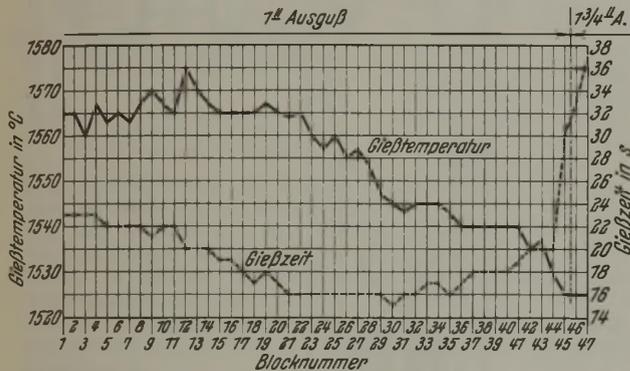


Bild 1. Verlauf der Gießtemperatur und Gießzeit beim Vergießen von 47 Blöcken.

Der Einsatz bestand aus 40% Chrom-Nickel-Stahl-, 24% Nickel-Chrom-Molybdän-Stahl- und 36% unlegiertem Stahlschrott. Die Fertigschlacke enthielt insgesamt an metallischen Oxyden rd. 2%. Es handelte sich also offenbar um einen guten, sauberen Einsatz, der sehr sorgfältig ausgearbeitet und ausgefeint wurde. Der Abstieg erfolgte bei 1625 bis 1630°, der Guß erfolgte von oben. Insgesamt wurden 47 Blöcke vergossen, von denen der 45. genauer untersucht wurde. In Bild 1 ist der Verlauf der Gießtemperatur und Gießzeit wiedergegeben. Ueber die Art der Temperaturmessung fehlen leider genauere Angaben. Bild 1 zeigt, daß anfänglich die Gießzeit je Block infolge des Verschleißes des Gießpfännchens absinkt, bis bei schon stark gesunkener Gießtemperatur der Flüssigkeitsgrad des Stahles so stark abnahm, daß der Einfluß der Vergrößerung des Pfännchenausgusses durch den abnehmenden Flüssigkeitsgrad des Stahles überdeckt wurde und die Gießzeit zum Schluß so stark anstieg, daß bei den letzten beiden Blöcken ein bedeutend größeres Gießpfännchen (44 mm) benutzt werden mußte.

Vom Verfasser wird darauf hingewiesen, daß die günstige Wirkung niedriger Gießtemperaturen zwar schon bekannt sei, daß aber der Stahlwerker dieser Erkenntnis bisher mehr theoretischen Wert beigemessen habe, da die einzelnen Schmelzungen mit Sicherheit ohne Pfannenbären vergossen werden müssen. Dagegen kann kaum zugegeben werden, daß die beschriebene Arbeitsweise betriebssicher ist, wie die steigende Dickflüssigkeit beim Gießen der letzten Blöcke zeigt. Ueberhaupt sind die Gießzeiten für einen rd. 1 m hohen Block mit etwa 20 s sehr kurz, und es ist sehr fraglich, ob die zuerst gegossenen Blöcke die gleiche Fehlerfreiheit aufwiesen wie der untersuchte 45. Block; denn bei den ersten Blöcken lag die Gießtemperatur um 40° höher und die Gießzeit war ein Drittel kürzer. Jedenfalls hätte die Untersuchung des ersten Blockes bei einem gleich günstigen Ergebnis die Beweiskraft der von W. H. Hatfield vorgeschlagenen Gießweise erheblich verstärken können.

Die Untersuchung des 45. Blockes bestätigt daher auch die Erfahrung, daß Blöcke, deren Erstarrung wegen der tiefen Gieß-

temperatur schon im hohen Maße während des Gießens eintritt, frei von Blockfehlern sind. Bild 2 zeigt den geätzten, durchgeschnittenen Block, der weder Fadenlunker noch V- oder ^-Lunker und Seigerungen aufweist. Desgleichen ist der Kern frei von schwammigem Gefüge. Außer den günstigen Gießbedingungen sind noch die große Abkühlungsmasse der Kokille im Blockunterteil, ferner die günstige Form des verlorenen Kopfes und die sehr große Konizität zu beachten. Der vergossene Block hatte nämlich 13% Konizität, wie sie bei vorgeschriebener Verschmiedung nur bei ähnlich konischen Fertigstücken verwendet werden kann. Es sind also Blockform und Kokille für einen so niedriggekohlten Stahl ganz außergewöhnlich günstig gewählt, sofern lediglich die Erzielung eines fehlerfreien Blockes angestrebt wurde. Die für diese Stahlgattung geringe Transkristallisation ist wieder eine Folge der geringen Gießtemperatur.

Die Seigerungsfreiheit wird schließlich durch Analysen der verschiedenen Blockabschnitte und einen Schwefelabdruck belegt. An sich ist bei einem 700-kg-Block für Vergütungsstahl aus dem Lichtbogenofen die Freiheit von Seigerungen eigentlich eine selbstverständliche Forderung.

Heinz Siegel.



Bild 2. Gefüge des 45. Blockes.

Im zweiten Bericht des Unterausschusses für die Sauerstoffbestimmung des Iron and Steel Institute

sind eine Reihe von Untersuchungen über die Sauerstoffbestimmungsverfahren enthalten. Dieser Bericht schließt sich sehr eng an den ersten an, der ausführlich besprochen wurde³⁾.

M. A. Sloman⁴⁾ berichtet über Untersuchungen, die in dem bereits beschriebenen Hochfrequenzofen durchgeführt wurden. Durch eine Entgasungszeit von 2 bis 3½ h bei einer Temperatur von etwa 2400° wurde ein Leerwert bei der Arbeitstemperatur von 1550° von 0,005 bis 0,006 cm³/h erreicht. Dieser Leerwert ist der niedrigste, der jemals bei dem Heißextraktionsverfahren gemessen wurde, und braucht bei der Gasanalyse nicht berücksichtigt zu werden.

Zur Untersuchung, ob die wichtigsten Sauerstoffverbindungen, die im Stahl vorhanden sein können, bei der Temperatur von 1550° reduziert werden, wurden kleine Zylinderchen aus sauerstoffarmem Eisen hergestellt. In den Hohlraum dieser Zylinder wurden die Oxyde im Gewicht von etwa 0,010 bis 0,020 g entsprechend 0,05 bis 2% Sauerstoff im Stahl eingebracht. Die Versuche ergaben, daß NiO, CuO, MoO₃, V₂O₅, Cr₂O₃, TiO₂, Co₃O₄, 2FeO · SiO₂, FeO · Al₂O₃, Al₂O₃ · SiO₂ und 2MnO · P₂O₅ unter den Arbeitsbedingungen quantitativ reduziert werden. Dieses Ergebnis bestätigt die Angabe von früheren Untersuchungen an anderen Stellen.

Ausgedehnte Versuchsreihen wurden durchgeführt zur Feststellung, wie weit eine Uebereinstimmung des nach dem Heißextraktionsverfahren ermittelten Stickstoffgehaltes mit dem nach dem Lösungsverfahren sich ergebenden besteht. Bei Stählen mit einem Stickstoffgehalt von 0,003 bis 0,043% wurden nach diesen Verfahren überraschend gute Uebereinstimmungen erzielt. Die größte Abweichung beträgt nur 0,001% Stickstoff. Unter-

¹⁾ Vorhergehenden Bericht vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1006/11.

²⁾ Eighth Report on the Heterogeneity of Steel Ingots. London 1939 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 25). S. 31/36.

³⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 793/95.

⁴⁾ Siehe Fußnote 2: a. a. O., S. 43/62.

schiede wurden dagegen bei der Untersuchung von legierten Stählen erhalten, wie *Zahlentafel 1* zeigt.

Zahlentafel 1. Stickstoffbestimmung in legierten Stählen.

Stahl	Zusammensetzung in %			% N Lösungs- verfahren	% N Heiß- extraktions- verfahren
	Ni	Cr			
Stahl aus dem kern- losen Induktionsofen	2,6	0,6	0,6 Mo	0,004	0,013
Stahl aus dem kern- losen Induktionsofen	8,0	18,0	0,3 Ti	0,003	0,014
Stahl aus dem Licht- bogenofen	3,4	0,8	0,6 Mo	0,003	0,012

Aus den in *Zahlentafel 1* angeführten Ergebnissen wird der Schluß gezogen, daß bei den legierten Stählen die Nitride durch die Säure nicht vollständig zersetzt werden, wogegen beim Heißextraktionsverfahren der gesamte Stickstoff erfaßt wird. Diese Versuche bestätigen wiederum, daß nach dem Heißextraktionsverfahren eine einwandfreie Stickstoffbestimmung möglich ist.

Für die Bestimmung des Wasserstoffs wurde dieser in Proben durch Extraktion bei Temperaturen von 650 bis 700° und nach dem Heißextraktionsverfahren ermittelt.

Diese beiden Verfahren ergaben sehr gut übereinstimmende Werte. Wertvoll ist die Feststellung, daß Proben durch Lagerung über längere Dauer bis zu einem Jahr keinen Wasserstoff verlieren. Es wurde andererseits auch die bekannte Tatsache bestätigt, daß in den ersten Wochen nach der Erzeugung des Stahles Wasserstoff abgegeben wird. Diese Abgabe erfolgt jedoch nur bis zu einer bestimmten Grenze, der restliche Wasserstoff verbleibt dann unverändert im Werkstoff. Zur Erklärung für diese Erscheinung wird angenommen, daß sich der Wasserstoff im Stahl gelöst befindet. Dieser Wasserstoff diffundiert aus dem Werkstoff heraus, jedoch nur ein Teil desselben gelangt bis zur Oberfläche, während der andere Teil auf seinem Weg auf Hohlräume, Schlackeneinschlüsse usw. trifft, wo molekularer Wasserstoff gebildet wird, der dann im Werkstoff eingeschlossen verbleibt.

Zur Feststellung der Sauerstoffmenge, die sich auf der Oberfläche von Eisen befindet, wurden dünne Karbonyleisenbleche hergestellt, die nach sorgfältiger Reinigung 2½ h bei 225° in trockener Luft erhitzt wurden. Durch diese Behandlung wurden je cm² 2,64 × 10⁻⁶ g Sauerstoff aufgenommen. Die gewichtsanalytische Bestimmung ergab eine Gewichtszunahme von 2,72 × 10⁻⁶ g. Vor dem Erhitzen in der Luft wurde ein Sauerstoffbetrag von 1,51 × 10⁻⁶ g/cm² ermittelt.

Ueber das fraktionierte Heißextraktionsverfahren zur Bestimmung der Oxyde und Gase im Stahl berichten T. Swinden, W. W. Stevenson und G. E. Speight⁵⁾. Dieses Verfahren wurde von L. Reeve⁶⁾ angegeben. Die durchgeführten Versuchsreihen ergaben im Vergleich zu dem Jodverfahren, daß bei der Bestimmung der einzelnen Sauerstoffverbindungen noch Unterschiede zwischen den beiden Verfahren bestehen. Die Schwierigkeit bei dem fraktionierten Heißextraktionsverfahren, bei dem die verschiedenen Oxyde bei bestimmten Temperaturen hintereinander reduziert werden, besteht darin, daß es keine Anzeige gibt, wann die Reduktion des einen Oxyds beendet und die des nächsten Oxyds anfängt. Versuchsreihen, die an sauerstoffreichen Schmelzungen, die mit verschiedenen Desoxydationsmitteln versetzt wurden, ergaben, daß die Hauptmenge des Sauerstoffs in dem Temperaturgebiet abgegeben wird, die für die Reduktion des gebildeten Oxyds von L. Reeve angegeben wird. Die Versuche machen es jedoch auch wahrscheinlich, daß die Reduktionstemperatur der Oxyde auch von ihrer Bindungsform beeinflusst wird. Es werden daher noch weitere Untersuchungen durchgeführt werden müssen, um über die Anwendbarkeit dieses Verfahrens sicheren Aufschluß zu erhalten. Die Abgabe des Stickstoffs bei dem fraktionierten Heißextraktionsverfahren erfolgt bei den durchgeführten Untersuchungen in der Hauptsache bei den höheren Reduktionstemperaturen, bei denen Kieselsäure bzw. Tonerde bestimmt wird.

Von G. E. A. Bramley und T. Raine⁷⁾ wird ein Kohlenspiral-Vakuuofen für die Bestimmung des Sauerstoffs im Stahl beschrieben. *Bild 1* gibt den Ofen schaubildlich wieder. Der Graphittiegel a wird in eine Hülse aus Graphit b eingesetzt, darüber befindet sich der Einwurftrichter c. Die Teile a bis c befinden sich im Innern des Heizelementes, das aus einer Spirale aus Graphit e besteht. Die Stromzuführung erfolgt durch einen

Messinghalter g, der mit Wasser gekühlt ist. Die Stromableitung erfolgt über einen Käfig aus Kohlestäben d zur wassergekühlten Platte h. Die Isolierung und Abdichtung der beiden Stromzuführungen g und h erfolgt durch Asbest i, der durch Messingschrauben s festgehalten wird. Das Ganze wird dann vakuumdicht bei r abgedichtet. Auf der Innen- und Außenseite des Käfigs sind Schirme aus Molybdänblech f angebracht. Durch

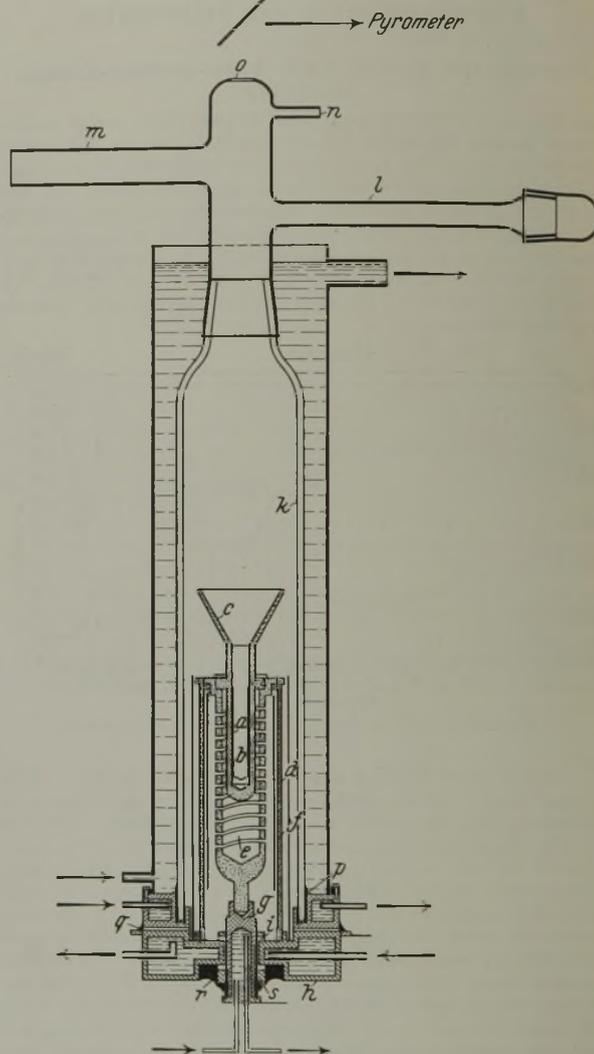


Bild 1. Schnitt durch den Kohlenspirale-Vakuuofen. (G. E. A. Bramley und T. Raine.)

diesen Strahlungsschutz wird eine bessere Ausnutzung der elektrischen Energie erreicht. Das durchsichtige Quarzrohr k wird von außen durch Wasser gekühlt, die Abdichtung des Quarzrohres erfolgt bei p und die des Halterings für das Quarzrohr bei q. Der Kopf des Reaktionsrohres ist ebenfalls aus Quarz gefertigt und mit einem Schliff auf das Rohr aufgesetzt. Der Seitenarm l dient als Probenmagazin, durch das Rohr m ist der Ofen mit den Pumpen verbunden. Die Temperaturmessung erfolgt bei o mit Hilfe eines optischen Pyrometers, bei n ist das McLeod angeschlossen. Die Pumpeneinrichtung besteht aus einer vierstufigen Diffusionspumpe, zur Sammlung der Gase dient eine Töpler-Pumpe. Die Entgasung erfolgt bei 2100° und dauert etwa 3 h. Nach dieser Zeit geht man auf die Arbeitstemperatur von 1650° herunter. Der Leerwert beträgt bei dieser Temperatur in der Zeit von 30 min 0,46 cm³ Gesamtgas, das aus 2,1% CO₂, 0,6% O₂, 49,9% CO, 42,2% Wasserstoff und 5,2% Stickstoff besteht.

Die Beschreibung des Ofens zeigt, daß dieser sehr dem von G. Thanheiser und E. Brauns⁸⁾ angegebenen ähnelt. Er hat gegenüber diesem den Nachteil, daß beim Herausnehmen des Quarzrohres jedesmal frisch abgedichtet werden muß. Die in Deutschland gebräuchlichen Einrichtungen zum Abpumpen und Sammeln der Gase, wie sie durch Arbeiten im Eisenhütten-

⁵⁾ Siehe Fußnote 2: a. a. O., S. 63/85.

⁶⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 113 (1934) S. 82/110; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1281/82 u. 58 (1938) S. 122.

⁷⁾ Siehe Fußnote 2: a. a. O., S. 87/96.

⁸⁾ Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 17 (1935) S. 207/11; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 236.

männischen Institut der Technischen Hochschule in Aachen entwickelt wurden, dürften ebenfalls der hier angegebenen Anordnung vorzuziehen sein.

W. C. Newell⁹⁾ beschreibt einen Kohlenspirale-Vakuumofen. Die Kohlespirale (Bild 2) ist etwa 180 mm lang und hat einen Durchmesser von etwa 50 mm. Der Tiegel wird durch eine Quarzscheibe gehalten, die sich im kälteren Teil des Ofens befindet. Das obere Ende der Spirale weist einen Ring auf, damit der Tiegel genau zentriert werden kann. Außerhalb der Kohlenspirale befindet sich ein Molybdänblechzylinder. Die Stromzuführung erfolgt zum Kopf und Fuß der Spirale mit Hilfe von Stahlplatten. Als Isolationsmittel werden Asbestringe verwendet, die an der äußeren Seite vakuumdicht verkittet werden. Die Entgasung des Ofens erfolgt bei 2050 bis 2100°, die Arbeitstemperatur beträgt 1650°. Die vierstufige Diffusionspumpe ist unmittelbar an den Ofen angeschlossen, die Sammlung

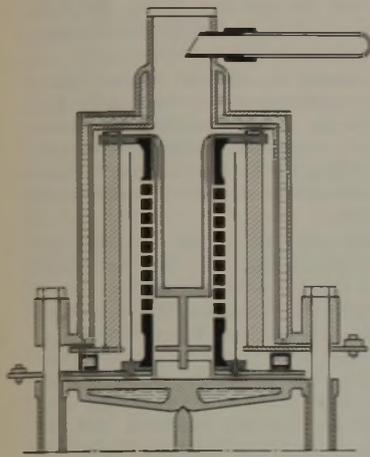


Bild 2. Schnitt durch den Kohlenspirale-Vakuumofen. (W. C. Newell.)

der Gase erfolgt mit Hilfe einer Töpler-Pumpe. Der Leerwert des Ofens liegt bei etwa 0,5 bis 1 cm³ h, davon sind 25% CO, 55% H₂ und 20% N₂. Bei der Ausbildung dieses Ofens war der Wunsch maßgebend, ihn soweit wie möglich unempfindlich zu machen. Es sei bemerkt, daß selbsttätige Ueberwachungsgeräte eingebaut sind, die es erlauben, den Ofen beim Entgasen ohne Aufsicht laufen zu lassen. Tritt etwas Unvorhergesehenes ein, so wird die gesamte Vorrichtung selbsttätig ausgeschaltet.

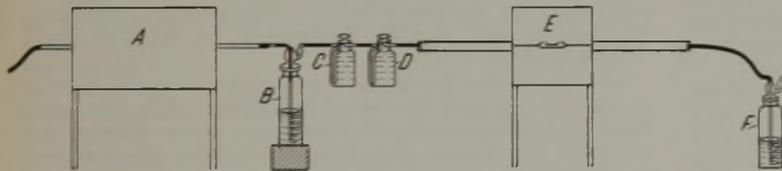


Bild 3. Vorrichtung für das Aluminium-Reduktionsverfahren zur Bestimmung des Gesamt-Sauerstoffs. (N. Gray und M. C. Sanders.)

Ueber Untersuchungen des Aluminiumreduktionsverfahrens zur Bestimmung des Gesamtsauerstoffs im Stahl berichten N. Gray und M. C. Sanders¹⁰⁾. Die Grundlage des Verfahrens beruht darauf, daß die Probe im Wasserstoffstrom mit Aluminium geschmolzen wird, wobei der Gesamtsauerstoff in Tonerde übergeführt wird, der dann durch ein Rückstandsverfahren bestimmt werden kann. Die benutzte Vorrichtung ist in Bild 3 wiedergegeben. Der Wasserstoff wird aus einer Bombe über Platinasbest, der im Ofen A auf 950° erhitzt wird, geleitet, gelangt dann in die Waschflasche B, die mit konzentrierter Schwefelsäure gefüllt ist. Das Gefäß C enthält Natronkalk und das Gefäß D Phosphorperoxyd. Im Ofen E befindet sich ein Quarzrohr, in dem die Umsetzung erfolgt. Das Gas tritt durch die Waschflasche F, die mit konzentrierter Schwefelsäure gefüllt ist und gleichzeitig als Blasen-zähler dient, aus. Etwa 10 g Stahl von höchstens 1,5 mm Dicke werden zwischen zwei Aluminiumbleche im Gewicht von etwa 14 g in ein Schiffchen gebracht und dieses in das Reaktionsrohr geschoben. Durch Durchleiten von Wasserstoff wird der Sauerstoff aus dem Rohr entfernt, dann der Ofen rasch auf 1100° erhitzt und bei dieser Temperatur 1 h gehalten. Nach dieser Zeit wird der Ofen abgestellt, im Wasserstoffstrom erkalten gelassen und die Tonerde in der entstandenen Legierung nach einem Rückstandsverfahren in bekannter Weise bestimmt. Wie die Untersuchungsergebnisse beweisen, stimmen die auf diese Weise erhaltenen Gesamtsauerstoffgehalte gut mit den nach dem Heißextraktionsverfahren ermittelten überein. Versuche mit synthetischen Proben lassen erkennen, daß der Sauerstoff nach diesem Verfahren aus Kieselsäure, Aluminiumsilikat, Eisenoxyd und Manganoxydul quantitativ erfaßt wird. Dieses Verfahren hat für die Bestimmung des Gesamtsauerstoffs den Vorteil, daß es nur eine verhältnismäßig einfache Vorrichtung zu seiner Durchführung benötigt.

⁹⁾ Siehe Fußnote 2; a. a. O., S. 97/102.

¹⁰⁾ Ebenda, S. 103/08.

E. W. Colbeck, S. W. Craven und W. Murray¹¹⁾ berichten über Untersuchungen zur Bestimmung von nichtmetallischen Einschlüssen mit Hilfe des Chlorrückstandsverfahrens. Die benutzte Vorrichtung ist die gleiche, wie sie im ersten Bericht beschrieben wurde. Die Reaktionstemperatur wurde bei Kohlenstoffstählen zwischen 300 und 350° gehalten. Das Probengewicht betrug etwa 15 g. In den Rückständen wurden kleine Phosphorgehalte festgestellt. Diese Gehalte müssen ermittelt werden, da bei ihrer Nichtberücksichtigung Fehler in den Analysengang gebracht werden. Bei der Bestimmung der Kieselsäure ergaben einige Proben viel niedrigere Werte, als sie nach dem Jodverfahren ermittelt wurden. Als Ursache hierfür wurde festgestellt, daß beim Lösen und Waschen der Rückstände Kieselsäure in das Filtrat gelangt, was berücksichtigt werden muß. Bei der Untersuchung von chromlegierten Stählen bildet sich schwerlösliches Chromchlorid. Es wurde festgestellt, daß bei einer Reaktionstemperatur von 500° das Chrom vollständig aus dem Rückstand entfernt werden kann. Wie die Untersuchungen nachwiesen, wird bei dieser Temperatur Titansäure durch das Chlor noch nicht angegriffen.

Bei der Untersuchung von Roheisen und Gußeisen wurde festgestellt, daß bei grauem Roheisen 60 bis 70% des Gesamt-mangans im Rückstand verbleiben. Bei weißem Roheisen dagegen ist dieser Betrag nur unbedeutend. Die durchgeführten Versuche zur Beseitigung dieser Erscheinung bei der Analyse von grauem Roheisen führten zu keinem Erfolg. Bei der Untersuchung von unlegierten und niedriglegierten Stählen stehen die nach dem Chlor- und Heißextraktionsverfahren ermittelten Werte in guter Uebereinstimmung. Es ist wahrscheinlich, daß das Chlorverfahren auch für die Untersuchung von weißem Roheisen geeignet ist.

E. Taylor-Austin¹²⁾ berichtet über ein wäßriges Jodverfahren zur Bestimmung der nichtmetallischen Einschlüsse in Roh- und Gußeisen. Die Schwierigkeiten des Rückstandsverfahrens werden vor allem durch die Anwesenheit großer Phosphormengen bedingt. Es ist wahrscheinlich, daß in den Rückständen des alkoholischen Jodverfahrens der Phosphor sich in zwei Formen, dem Eisenphosphat und dem Eisenphosphid, im Rückstand befindet. Das Verhältnis dieser beiden Formen wird in sehr starkem Maße durch die Arbeitsbedingungen beeinflusst. Die durchgeführten Untersuchungen hatten das Ziel, den Einfluß des Phosphors auszuschalten. Es wurde festgestellt, daß dies durch Behandlung des Rückstandes mit Natriumkarbonat- und Natriumzitatlösungen unter bestimmten Bedingungen gelingt. Die aus den Untersuchungen sich ergebende Arbeitsweise ist die folgende: Eine Lösung von 30 g Kaliumjodid und 30 g Jod in 100 cm³ Wasser wird in einer 175-cm³-Flasche unter mechanischem Rühren hergestellt, nach vollständigem Lösen auf 125 cm³ verdünnt und

filtriert, 30 min Stickstoff durch die Lösung geleitet und dann 5 g Probe eingebracht. Unter dauerndem Durchleiten von Stickstoff wird die Probe gelöst. Die Zersetzung dauert bei Proben mit niedrigem Phosphorgehalt etwa 1 h, bei höherem Phosphorgehalt 3 h. Nach beendetem Lösen wird filtriert, der Rückstand mit Kaliumjodidlösung und kaltem Wasser jodfrei gewaschen. Der Niederschlag wird dann in die Flasche zurückgebracht, 120 cm³ einer Lösung, die 5% Natriumkarbonat und 10% Natriumzitat enthält, zugegeben und im Wasserbad auf 80° erhitzt und bei gutem Rühren 30 min behandelt. Nach dieser Zeit wird filtriert, der Rückstand mit 2prozentiger heißer Natriumzitatlösung gewaschen und dann Filter und Niederschlag bei 80° mit 10prozentiger Ammoniumzitatlösung während 4 h ausgelaugt. Der Niederschlag wird abfiltriert, mit 2prozentiger Natriumzitatlösung gewaschen und dann bei 950 bis 1000° im Platintiegel glüht. Bei dieser Arbeitsweise wird der größte Teil des Manganoxyduls gelöst. Vergleichende Untersuchungen mit anderen Verfahren zeigten, daß die Ergebnisse für Kieselsäure, Eisenoxydul und Tonerde gut übereinstimmen.

Der Bericht über die Untersuchungen des alkoholischen Jodverfahrens für die Bestimmung der Oxyde im Stahl von T. E. Rooney¹³⁾ zeigt, daß die schon früher beschriebenen Anordnungen für dieses Verfahren im wesentlichen unverändert geblieben sind. Je nachdem, wie die Bewegung des Lösungsmittels erfolgt, kann man unterscheiden das Schüttelverfahren, das Rührverfahren, das Kochverfahren und das Durchsickerverfahren. Die Vorrichtung, die für das Kochverfahren benötigt wird, besteht aus einem Rundkolben, der durch einen Schlift mit dem Kondensationsgefäß verbunden werden kann. Die ganze Vorrichtung wird durch Einleiten von Stickstoff luftfrei gemacht. Die Arbeitsweise ge-

¹¹⁾ Ebenda, S. 109/20.

¹²⁾ Ebenda, S. 121/40.

¹³⁾ Ebenda, S. 141/58.

staltet sich wie folgt: Die Probespäne werden in die Flasche eingebracht, die Vorrichtung evakuiert und Stickstoff eingeleitet. Die Jodlösung wird in die Vorrichtung filtriert und die Lösung erhitzt. In etwa 4 h ist die Probe zersetzt. Der Rückstand wird auf das Filter gesaugt und die Vorrichtung mit Alkohol gewaschen. Das Verfahren gibt mit dem Rührverfahren gut übereinstimmende Werte. Es hat den Vorteil der einfacheren Handhabung. Das Durchlaufverfahren besteht darin, daß die Probespäne entweder durch einen Trichter oder durch einen in ein Glasrohr eingeschlossenen permanenten Magneten gehalten werden. Die Jodlösung läßt man dann langsam über die Späne fließen. Die Ergebnisse mit diesem Verfahren sind jedoch noch nicht zufriedenstellend.

Die früheren Untersuchungen mit dem alkoholischen Jodverfahren hatten gezeigt, daß in vielen Fällen der nach diesem Verfahren ermittelte Gesamtsauerstoff bedeutend höher gefunden wird, als ihn das Heißextraktionsverfahren angibt. So wurden z. B. in einem Stahl nach dem Jodverfahren 0,013 % Gesamtsauerstoff und nach dem Heißextraktionsverfahren 0,0003 % gefunden. Die Untersuchungen ergaben, daß zwischen den beiden Verfahren eine weitaus bessere Übereinstimmung erreicht wird, wenn für das Jodverfahren an Stelle der Späne Stücke oder Bleche verwendet werden und wenn die alkoholische Jodlösung sehr sorgfältig durch Durchleiten von Wasserstoff oder Stickstoff vom Sauerstoff gereinigt wird.

Bei der Untersuchung von Stählen üblicher Zusammensetzung wird ein Teil des Schwefels in freier Form abgeschieden, der im Rückstand verbleibt; beim Glühen desselben wird er jedoch restlos entfernt, so daß eine Beeinflussung der Ergebnisse nicht eintritt. Phosphor ist stets in kleinen Mengen in den Rückständen vorhanden, die durch die Arbeitsbedingungen sehr stark beeinflusst werden. Die bestimmten Phosphormengen im Rückstand werden jedoch nicht für die Berechnung des Gesamtsauerstoffs herangezogen. Auch wird der Einfluß des Phosphors durch die Reinigung der Jodlösung wesentlich vermindert, so daß jetzt für Stähle mit einem Gehalt bis zu 0,08 % P mit dem Heißextraktionsverfahren übereinstimmende Gesamtsauerstoffwerte erhalten werden. Die Versuche zur Anwendung anderer nichtwäßriger Lösungsmittel für das Jod führten zu keinem günstigen Ergebnis. Bei dem alkoholischen Jodverfahren stören stark karbidbildende Elemente wie Chrom, Titan, Vanadin und wahrscheinlich auch Molybdän stark, da ein wesentlicher Teil des Gesamtgehaltes dieser Elemente in den Rückständen wiedergefunden wird.

Zur Untersuchung von grauem Roh- und Gußeisen verwendete E. Taylor-Austin¹⁴⁾ eine alkoholische Jodlösung. Dabei wurde gefunden, daß stets ein großer Teil des Phosphors in den Rückständen verblieb. Änderungen der Rührzeit und der Temperatur führten zu keinen befriedigenden Ergebnissen. Durch Untersuchungen von synthetischen Proben von Manganoxydul und Mangansulfid wurde festgestellt, daß unter den Arbeitsbedingungen sich der größte Teil des Manganoxyduls löst, das Mangansulfid wird quantitativ zersetzt, wobei ein großer Teil des Schwefels in freier Form in den Rückstand gelangt. Untersuchun-

¹⁴⁾ Ebenda, S. 159/72.

gen über Einfluß eines Wasserzusatzes zu dem Alkohol ergaben ebenfalls keine Verbesserung des Verfahrens. Aus den Untersuchungen geht hervor, daß das alkoholische Jodverfahren nicht geeignet ist für die Bestimmung der nichtmetallischen Einschlüsse in grauem Roh- oder Gußeisen.

E. W. Colbeck, S. W. Craven und W. Murray¹⁵⁾ prüften an synthetisch hergestellten Lösungen die Analysenverfahren für die Untersuchung der Rückstände, die nach dem Chlor- oder Jodverfahren erhalten werden. Es ergab sich, daß die beiden Analysegänge sehr gut übereinstimmende Werte zeigten.

Das Verfahren zur Bestimmung der Gehalte in den Chlorrückständen wird von den gleichen Verfassern beschrieben¹⁶⁾. Für die Phosphorbestimmung wird ein kolorimetrisches Verfahren benutzt, bei dem nach Zugabe von Ammoniummolybdat und Zinnchlorür entstehende Blaufärbung für die Bestimmung benutzt wird. Die Ermittlung des Chroms erfolgt ebenfalls kolorimetrisch mit Hilfe von Diphenylkarbazid.

W. W. Stevenson¹⁷⁾ beschreibt die für die Untersuchung des Jodverfahrens benutzten Analysenverfahren. Der Rückstand wird mit Schwefelsäure gelöst, nach dem Verdünnen die Kieselsäure abgeschieden, mit Flußsäure abgeraucht und der Rückstand mit Kaliumpyrosulfat aufgeschlossen und zum Filtrat der Kieselsäure zugegeben. In dieser Lösung wird Eisen, Titan und Zirkon mit 6prozentiger wäßriger Kupferionlösung gefällt. Die Trennung der einzelnen Elemente erfolgt auf folgende Weise: Das Eisen wird nach dem Aufschluß mit Kaliumpyrosulfat in einem Teil der Lösung mit Thioglycolsäure bestimmt. Das Titan wird ebenfalls kolorimetrisch mit Wasserstoffsupperoxyd ermittelt, das Zirkon wird mit Ammoniumphosphat gefällt. Für die Ermittlung des Aluminiums, Chroms, Mangans und Phosphors werden drei Arbeitsgänge angegeben, wobei die Bestimmung der einzelnen Elemente wiederum zum größten Teil kolorimetrisch erfolgt.

Zum Schluß befinden sich noch Angaben über die Ergebnisse der Untersuchungen der Rückstände mit Hilfe von Röntgenstrahlen, die von A. H. Jay und W. W. Stevenson¹⁸⁾ durchgeführt wurden. Für diese Zwecke wurde Elektrolyteisen mit einem verhältnismäßig hohen Sauerstoffgehalt erschmolzen und dieses mit Aluminium, Silizium, Mangan oder Silizium und Mangan desoxydiert. Die Ergebnisse der Untersuchungen geben zum Teil Anhaltspunkte über die Bedingungen, bei denen die Einschlüsse gebildet werden.

Die im zweiten Bericht des Unterausschusses für die Sauerstoffbestimmung wiedergegebenen Ergebnisse sind in sehr ausführlicher Form dargestellt, alle Einzelheiten werden umfangreich behandelt. Der Bericht gibt Aufschluß darüber, wie groß die Genauigkeit der aus dem Schrifttum bekannten Bestimmungsverfahren ist und für welche Fälle die einzelnen Verfahren anwendbar sind.

Gustav Thanheiser.

[Fortsetzung folgt.]

¹⁵⁾ Ebenda, S. 173/75.

¹⁶⁾ Ebenda, S. 177/78.

¹⁷⁾ Ebenda, S. 179/94.

¹⁸⁾ Ebenda, S. 195/200.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 45 vom 9. November 1939.)

Kl. 7 a, Gr. 49, W 99 623. Profilwalze mit auf einen Teil des Umfanges sich erstreckendem Kaliber, insbesondere für Walzwerke. Erf.: Karl Wolters, Düsseldorf-Oberkassel. Anm.: Rohde & Dörrenberg, Düsseldorf-Oberkassel.

Kl. 18 b, Gr. 17, H 157 380. Steuerung für den Antrieb von Konvertern. Erf.: Ernst Müller, Duisburg. Anm.: Hydraulik, G. m. b. H., Duisburg.

Kl. 18 c, Gr. 8/10, G 94 074. Verfahren zur Herstellung von Drahtgeweben für die Betonbewehrung aus normalisierten Flußstahlröhren mit 0,5 bis 0,8 % C, 70 bis 111 kg/mm² Festigkeit und 12 bis 17 % Dehnung. Dr.-Ing. Franz Greis, Essen.

Kl. 42 b, Gr. 14, L 92 035. Dickenmeßvorrichtung für Blechband. Bruno Lange, Andernach a. Rh.

Kl. 48 b, Gr. 10, G 97 596. Verfahren zum Aufbringen von Ueberzügen aus Nichtmetallen auf Gußeisen, insbesondere auf gußeiserne Lagerschalen. Erf.: Dr. Wilhelm Sander, Essen (Ruhr). Anm.: Th. Goldschmidt, A.-G., Essen.

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

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 45 vom 9. November 1939.)

Kl. 7 a, Nr. 1 476 630. Antrieb für Walzwerke mit Zwischenstadien und Gelenkkupplungen. Maschinenfabrik Sack, G. m. b. H., Düsseldorf-Rath.

Kl. 7 a, Nr. 1 476 871. Axialdrucklager, insbesondere in Walzwerkslagern, in denen der Lagerteil höherer Verschleißfestigkeit feststehend angeordnet ist, der Lagerteil geringerer Verschleißfestigkeit dagegen umläuft. Theodor Wuppermann, G. m. b. H., Leverkusen-Schlebusch.

Kl. 31 c, Nr. 1 476 869. Blockausdrücker. Ludwig Bönnhoff, G. m. b. H., Wetter (Ruhr).

Kl. 42 b, Nr. 1 476 994. Vorrichtung zum Ueberprüfen von Längenänderungen an Tragkonstruktionen und Maschinenteilen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin NW 40.

Kl. 42 m, Nr. 1 476 948. Vorrichtung zur Bestimmung des Koordinatenwertes einzelner Punkte auf graphischen Darstellungen mit nichtmetrischen Koordinaten-Einheitswerten. Kohle- und Eisenerforschung, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 48 b, Nr. 1 476 906. Walzen für die Herstellung verzinnter Bleche oder Bänder. Rasselsteiner Eisenwerksgesellschaft, A.-G., Neuwied a. Rh.

Wirtschaftliche Rundschau.

Der französische Eisenmarkt im Oktober 1939.

Die Eisenindustrie stand während des Berichtsmonats völlig im Dienste der nationalen Verteidigung. Der gewaltige mittelbare und unmittelbare Heeresbedarf hat in allen Fragen der Versorgung den unbedingten Vorrang, so daß für den privaten Verbrauch keine irgendwie nennenswerten Mengen zur Verfügung standen. Der außerordentliche Bedarf der Heeresverwaltung hatte zudem zur Folge, daß der Staat und die ihm untergeordneten Stellen wie das Comptoir Sidérurgique de France sowohl über die gesamte Eisen- und Stahlerzeugung verfügen als auch die zukünftigen Erzeugungspläne entwerfen, was naturgemäß jede Unternehmertätigkeit lahmlegt. Sehr viele Werke der eisen-schaffenden und -verarbeitenden Industrie sind denn auch mit allen Kräften bemüht, nur Heeresbestellungen zu erhalten. Die Erzeugung litt weiterhin unter den Schwierigkeiten der Rohstoffversorgung, der Beschaffung der nötigen Arbeitskräfte und den unzulänglichen Verkehrsverhältnissen. Wenn auch auf diesen Gebieten in den letzten Wochen gewisse Erleichterungen und Verbesserungen eintraten, so blieben doch noch viele Wünsche offen.

Lediglich in der Verteilung der Eisenerze sind klare Verhältnisse geschaffen worden. Hier stellt die Generalverwaltung der Gruben regelmäßig Verteilungspläne auf, denen zwangsweise alle Erzgruben und Einfuhrhändler unterworfen sind. Diese sind ihrerseits gehalten, die ihnen zugewiesenen Mengen wiederum zu unterteilen, wobei sie sich nach der Dringlichkeit der Aufträge und der ihnen vorgeschriebenen Bevorzugung bestimmter Bestellungen zu richten haben. Weiter müssen sie die Ausführung der Aufträge, die Vorräte, den Verbrauch und die zweckmäßige Verwendung überwachen. Die neuen Abschlüsse haben den Vorrang vor allen Verträgen oder Verpflichtungen, die vor Kriegsausbruch getätigt worden sind und deren Nichtdurchführung als höhere Gewalt betrachtet wird. Die Gruben, Einfuhrhändler und Verbraucher sind verpflichtet, der Grubenverwaltung alle statistischen Angaben zu unterbreiten, sie über alle Verträge zu unterrichten und sich jeglicher mit der Versorgung zusammenhängenden Aufsicht zu unterwerfen.

Bevor auf die Preispolitik eingegangen wird, seien die für die Hereinnahme und Ausführung der Aufträge auf Eisenerzeugnisse ergriffenen Maßnahmen geschildert. Das Comptoir Sidérurgique teilt die Aufträge in folgende Klassen ein: 1. Aufträge, die unmittelbar für die nationale Verteidigung bestimmt sind oder von den öffentlichen Verwaltungen stammen. Diese Aufträge werden ohne weiteres übernommen; der Versand ist durch genaue behördliche Anordnungen geregelt. 2. Aufträge derjenigen Industrien, die für eine der oben genannten Stellen arbeiten. Diese Aufträge werden nur ausgeführt, wenn sie sich auf Heeresbestellungen stützen können, und wenn genügend Vorräte vorhanden und keine Versandschwierigkeiten zu überwinden sind. 3. Aufträge für den privaten Bedarf. Diese gelangen erst zur Ausführung, wenn der gesamte Heeresbedarf gedeckt ist.

Die Ausführfragen beschäftigen die Werke lebhaft, da diese unter den bisherigen Maßnahmen schwer leiden. Wiederholt hat man die Aufmerksamkeit der französischen Regierung auf die Schädigungen gelenkt, die der französischen Wirtschaft und ihrer Stellung auf dem internationalen Markte erwachsen.

Die Preisentwicklung fand besondere Aufmerksamkeit. Die Inlandspreise sind noch nicht geändert worden, obwohl das Anziehen der Preise für heimische und eingeführte Brennstoffe, für feuerfeste Steine usw. die Gesteinskosten stark belastet. Außerdem darf man nicht vergessen, daß der große Erzeugungsrückgang auf zahlreichen Werken die Selbstkosten stark in die Höhe treibt. Es ist daher verständlich, wenn sich die Werke gegen die zwangsweise Beibehaltung der Preise zur Wehr setzen. Bis Ende Oktober hat der Preisüberwachungsausschuß aber den Forderungen nach Preiserhöhungen nicht stattgegeben. Die unzureichenden Inlandspreise können auch nicht durch die Ausfuhr ausgeglichen werden, die infolge der Haltung der Regierungen stellen außerst erschwert ist.

Inzwischen hat der Minister für öffentliche Arbeiten die Eisenerzpreise für das französische Inland neu festgesetzt. Danach kostet kalkige Briey-Minette mit 32 % Fe 33 Fr je t, kieselige Minette mit 35 % Fe gleichfalls 33 Fr je t (Skala \pm 2 Fr je % Fe), westfranzösisches Eisenerz mit 48 % Fe und 15 % Si 67 Fr je t (Skala \pm 2,20 Fr je % Fe und 1,10 Fr je % Si), Pyrenäenerze mit 50 % Fe 125 Fr je t (Skala \pm 4 Fr je % Fe). Die Ausfuhrpreise blieben vorerst unverändert.

Eine Verordnung des Ministers für öffentliche Arbeiten befaßt sich mit der Verwendung des Wertunterschiedes zwischen den Inlandspreisen und den Ausfuhrpreisen. Ein noch festzulegender Teil des Unterschiedes fließt einer Aus-

gleichkasse für feste Brennstoffe zu, um einen Beitrag zur Deckung der gestiegenen Einfuhrpreise in Kokskohle und Koks zu liefern. Der Rest wird einer von der Syndikatskammer der französischen Eisenerzgruben verwalteten Kasse zugeleitet. Diese Kasse soll zur Unterhaltung stillliegender Gruben, zur Ermöglichung der neuen Betriebsaufnahme bei einigen Erzgruben und zur Unterstützung von Gruben mit hohen Gesteungskosten beitragen. Der Ueberschuß der Kasse soll auf die Eisenerzgruben nach Maßgabe der von ihnen im ersten Halbjahr 1939 ausgeführten Eisenerzmengen verteilt werden.

Zur Sicherung des Bedarfs der nationalen Verteidigung, der Behörden, der Industrie und des Handels sind neue Gruppenbildungen mit dem Sitz in Paris vorgenommen worden. Eine Gruppe umfaßt die Einfuhr von Hämatit und Spiegeleisen (Kapital 90 000 Fr); angeschlossen sind: Châtillon-Commentry, Pompey, Hauts Fourneaux de Chasse, Société H. Champin, Denain-Anzin, Hauts Fourneaux de Montluçon. Einer weiteren Gruppe zur Einfuhr und Verteilung von Eisenerzeugnissen (Kapital 140 000 Fr) gehören an; das Comptoir Sidérurgique de France, Acéries Nord-Est, Syndicat des Industries Mécaniques, Chambre syndicale des constructeurs d'automobiles, de Wendel, Marine et Homécourt.

Die Roheisenpreise änderten sich nicht. Die Erzeugung litt sehr unter dem Mangel an Facharbeitern. Lebhaft wurde auch über die unzureichende Wagengestellung, Koksknappheit usw. geklagt.

Die Preise für Fertigerzeugnisse blieben gleichfalls unverändert, obwohl sich die Werke um Preiserhöhungen für den privaten Bedarf bemühten. Die Ausfuhr war unbedeutend. Die Blechwalzwerke versuchen die Erzeugung auf alle Weise aufrechtzuerhalten, aber die Einberufungen zum Heer haben sie so zahlreicher Arbeiter beraubt, daß jede normale Arbeit gegenwärtig ausgeschlossen ist. Schiffsbleche sind sehr gefragt, aber ihre Herstellung entspricht auch nicht im entferntesten dem Bedarf. Der Schraubenverband hat seine Tätigkeit eingeschränkt und die Unternehmer verhandeln selbst mit der Kundschaft.

Eine neu gebildete Gruppe für die Einfuhr und Verteilung von Schrott versucht, das Sammeln von Schrott mit stärkerem Nachdruck durchzuführen, um den Inlandsbedarf zu sichern. Die Preise für das vierte Vierteljahr entsprechen den im dritten Vierteljahr gültigen. Es sollen Grundpreise ab Wagen Werk für alle Bezirke festgesetzt werden, die den bezirklichen Besonderheiten Rechnung tragen. Für den Pariser Bezirk wurde für Drehspäne 1. Wahl 500 Fr und für Drehspäne 2. Wahl 450 Fr festgesetzt.

Der belgische Eisenmarkt im Oktober 1939.

Anfang Oktober wurden die Geschäftsaussichten günstiger. Die Werke hatten gut zu tun, und die Besserung der Verkehrslage gestattete die Ablieferung zahlreicher Bestellungen. Mit Rücksicht auf die ungewisse Preisgestaltung verhielten sich die Werke bei der Hereinnahme neuer Aufträge sehr vorsichtig. Die Konstruktionswerkstätten verfügten über genügend Arbeit; auch die Hersteller von rollendem Eisenbahnzeug wurden von der Kundschaft stark in Anspruch genommen. Bevor man sich auf Ausfuhrgeschäfte einließ, wollte man das Ergebnis der Preisverhandlungen abwarten. Die jedem Lande zuzuteilende Tonnenmenge wurde auf der Grundlage der in den letzten Jahren erteilten Bestellungen festgesetzt. Auf diese Weise kann ein Ausfuhrkontingent aufgestellt werden, ohne die Neutralitätsbestimmungen zu verletzen.

Die Nachfrage im Inland blieb umfangreich. Die Mehrzahl der Werke sah sich gezwungen, ihre Kundschaft anteilig zu beliefern, eine Folge der verminderten Erzeugung, die ihrerseits auf das Fehlen genügender Arbeitskräfte zuzuführen ist. Im Verlauf des Monats besserte sich die Geschäftstätigkeit weiter. Zahlreiche Nachfragen kamen hauptsächlich aus den skandinavischen Ländern, Portugal, dem nahen Osten und Südamerika. Der Versand von Halbzeug nach England hielt sich auf der Höhe der früheren Abmachungen.

Die Ausfuhrpreise wurden um 25 % heraufgesetzt; die neuen Preise stellen jedoch nur eine Angleichung an die von den Eisenbörsen bereits geforderten Preise dar. Es handelt sich hierbei um Mindestpreise, zu denen noch ein Zuschlag tritt, der namentlich die Versandkosten decken soll. Die belgische Gruppe hat die Preisfestsetzung in £ Sterling durch eine solche in belgischen Franken auf folgender Grundlage ersetzt: 1 Gold-£ = 243,05 belgische Fr; 1 Papier-£ = 140 belgische Fr. Auch auf dem Inlandsmarkt zogen die Preise wiederholt erheblich an. Der Bestellungseingang blieb trotzdem beträchtlich. Der Absatz

wird nach bestimmten Grundsätzen geregelt. Vor allen Verbrauchern wird die Landesverteidigung bedient; dann kommen die Bergwerke und an dritter Stelle die Konstruktionswerkstätten. Andere Verarbeiter und Großhändler erhalten nur prozentuale Zuweisungen. Die Regierung sorgt eifrig dafür, daß die Zechen ihre Förderung steigern können. Ende Oktober erhöhte sich die Geschäftstätigkeit weiterhin. Es ist so gut wie ausgeschlossen, daß sich die Erzeugung zunächst infolge der Unordnung in der Zufuhr der Rohstoffe und wegen der schwierigen Beschaffung von Arbeitskräften verminderte. Die Nachfrage stammte vornehmlich aus den bereits oben genannten Quellen. Handelsstabeisen wurde um die Monatsmitte zu 1700 Fr je t und Blech zu 2000 Fr je t verkauft, und zwar nach Holland und Schweden. Zu bemerken ist noch, daß die Regierungen einiger Länder ihre Käufer verpflichtet haben, nur zu den vor dem Krieg gültigen Preisen einzukaufen und sich vor Auftragserteilungen mit den zuständigen Stellen ihres Landes in Verbindung zu setzen.

Die verfügbaren Roheisenmengen waren zu Monatsanfang gering; die Preise zogen an. Gießereiroheisen kostete 625 Fr, phosphorarmes Gießereiroheisen 760 bis 800 Fr, Hämatit je nach Güte 900 bis 1100 Fr und Thomasroheisen 550 Fr. Bis Ende Oktober trat keine Aenderung ein. Die Nachfrage überstieg beträchtlich das Angebot. Die Mindestpreise frei Werk Athus unverzollt lauteten wie folgt: Phosphorreiches Gießereiroheisen 700 Fr, phosphorarmes Gießereiroheisen 800 bis 850 Fr, Hämatit für die Stahlerzeugung 1050 bis 1100 Fr, Hämatit für die Gießereien 1050 bis 1200 Fr, Thomasroheisen 600 Fr. Die Preise sind inzwischen stark überholt. Für Gießereiroheisen Nr. 3 zur Ausfuhr wurden Ende Oktober 830 bis 850 Fr fob bezahlt.

Die Nachfrage nach Halbzeug blieb umfangreich, doch vermochten die Werke ihr um so weniger zu folgen, als die Erzeugung erheblich eingeschränkt war. Ende Oktober waren noch keine endgültigen Preise festgesetzt. Die Weiterverarbeiter beklagten sich sowohl hierüber als auch über die völlig unzureichende Halbzeugversorgung.

Fertigerzeugnisse wurden namentlich aus dem Auslande in erheblichem Umfange bestellt. Die Werke konnten dem jedoch nur in bescheidenem Maße entsprechen, zumal da sie große Schwierigkeiten hatten, die eingezogenen Arbeiter zu ersetzen. Man hofft jedoch, daß durch die zunehmende Freistellung von Facharbeitern hierin eine Besserung eintreten wird. Im Verlauf des Monats blieb die Lage günstig, doch waren die Werke mit der Annahme von Aufträgen sehr vorsichtig. Wie erwähnt, sollen die Bezugsländer ein Kontingent auf Grund der in den drei letzten Jahren abgeschlossenen Geschäfte erhalten; ein mittlerer jährlicher Durchschnitt wird festgesetzt und beibehalten. Bei den neuen Inlandspreisen wurde der Aufschlag für Siemens-Martin-Güte einheitlich auf 300 Fr je t für Stabstahl, Formstahl und

Bleche festgesetzt, abgesehen von Feiblechen, für die jedesmal besondere Anfragen bei den Werken nötig sind. Die offiziellen Ausfuhrpreise stellen Mindestpreise dar; gegenwärtig muß mit einem Zuschlag von ungefähr 100 Fr gerechnet werden, der die zusätzlichen Kosten für Frachten und Versicherungen enthält. Die Mitte Oktober festgesetzten amtlichen Mindestpreise stellen sich wie folgt in Fr je t¹⁾: Inland: Stabstahl 1250, Träger Normalprofile 1250, Breitflanschträger 1265, Winkel 1250, Grey-Träger 1400, warmgewalzter Bandstahl 1450, Radreifen 1300, Federstahl zu verschiedenen Bedingungen 2100, gezogener Rundstahl 1950, gezogener Vierkantstahl 2150, gezogener Sechskantstahl 2500. Ausfuhr fob Antwerpen je gr. t: Handelsstabstahl 1500, Träger 1475.

Der Schweißstahlmarkt war während des ganzen Monats unübersichtlich. Die Nachfrage war bedeutend, aber es war unmöglich, den kurzen Lieferfristen zu entsprechen, welche die Kundschaft forderte. Die Preise blieben fest. Es kosteten in Fr je t: Schweißstahl Nr. 3 1500, Nr. 4 1950, Nr. 5 2300.

Die Aussichten auf dem Blechmarkt waren zu Monatsanfang günstig. Nach dem Auslande boten sich zahlreiche Geschäfte. Da die Preise aber nicht festlagen, lehnten die Werke Auslandsaufträge ab. In der letzten Oktoberwoche wurde jedoch der Verkauf in Feiblechen und verzinkten Blechen wieder aufgenommen. Die Nachfrage im Inlande besserte sich in gleicher Weise fühlbar. Ein Ueberpreis für Feibleche aus Siemens-Martin-Stahl ist noch nicht festgesetzt worden. Die Möglichkeiten der Herstellung waren in Wirklichkeit ziemlich begrenzt, und die Werke mußten in jedem einzelnen Fall befragt werden. Seit Mitte Oktober kosteten in Fr je t¹⁾: Inland: Grobbleche 1475, Mittelbleche 1475, Universalstahl 1475, Feibleche (geglüht) 2 mm bis 2,99 mm 1750, 1,5 mm bis 2 mm 1800, 1,4 bis 1,5 mm 1820, 1,25 bis 1,4 1835, 1 bis 1,25 1910. Weiche gewöhnliche Stahlbleche, kastengeglüht und gerichtet, 1800 bis 2255, verzinkte Bleche mit hoher Verzinkung 0,5 mm 4100, verzinkte Bleche 8 bis 10 mm 2590. Ausfuhr fob Antwerpen je gr. t: Grobbleche 1750, Feibleche 1900.

Der Schrottmarkt war während des ganzen Monats lebhaft, obwohl die Lagerhalter wenig Geschäftigkeit zeigten. Die Preise wurden für die Monate Oktober und November festgelegt. Sie schwankten beträchtlich je nach Sorten und Mengen. Es kosteten in Fr je t frei Werk: Stahlschwellen 350 bis 430, schwerer Hochofenschrott 505 bis 520, leichter Hochofenschrott 405 bis 420, Siemens-Martin-Schrott 525 bis 540, Ofen- und Topfpußbruch (Poterie) 520, Stahlschienen 600 bis 650, Maschinengußbruch I. Wahl 650, Maschinengußbruch II. Wahl 610.

¹⁾ Die Mindestpreise sind inzwischen beträchtlich überholt, da inländische und fremde Käufer in vielen Fällen Aufschläge erheblichen Umfanges zu zahlen bereit sind; so z. B. bei Stabstahl 300 Fr, bei Formstahl 250 Fr, bei Grobblechen 400 Fr und bei Feiblechen bis zu 200 Fr.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Fachausschüsse.

Donnerstag, den 23. November 1939, 15.15 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

152. Sitzung des Ausschusses für Betriebswirtschaft

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Geschäftliches.
2. Anlagenutzung und Zins in der Selbstkostenrechnung. Berichterstatter: Direktor H. Kreis, Düsseldorf.
3. Stellungnahme zu dem gleichen Thema der Ausarbeitungen Fischer-Heß-Seebauer (Kommentar zu den Kostenrechnungsgrundsätzen) und Heß-Zeidler (Kommentar zu den LSÖ und RPÖ). Berichterstatter: Dr. rer. oec. C. E. Schulz, Döhlen, und Dr. rer. pol. J. Eßer, Duisburg.
4. Aussprache.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Harnisch, Albert, Dipl.-Ing., Stahlwerkschef, Klöckner-Werke A.-G., Georgsmarienhütte (Kr. Osnabrück); Wohnung: Schloßstraße 5 a. 27 095
- Heinrich, Fritz H., Dr.-Ing., Werksdirektor, Gesellschaft Berg u. Hütte A.-G., Eisenwerk Trzynietz, Trzynietz (Oberschles.). 14 034
- Otto, Martin, Dipl.-Ing., Kriegsmarine-Abnahme, Düsseldorf 1, Karlstr. 70; Wohnung: Goethestr. 42, I. 18 078
- Röser, Walter, Dipl.-Ing., Direktor, Geschäftsführer der Eisenwerke Oberdonau G. m. b. H., Dortmund-Hörde; Wohnung: Dortmund, Bäumerstr. 28. 19 088

- Vosgerau, Hans-Hero, Dr. rer. pol., Direktor, stellv. Vorstandsmitglied der Stahlwerks-Verein A.-G., Düsseldorf 1, Stahlhof; Wohnung: Düsseldorf 10, Prinz-Georg-Str. 42. 33 149
- Weisgerber, Fritz, Dr.-Ing., Betriebsdirektor, Gutehoffnungshütte Oberhausen A.-G., Abt. Walzwerk Neu-Oberhausen, Oberhausen (Rheinl.); Wohnung: Am Grafenbusch 36. 13 129

Gestorben:

- Griesemann, Werner, Dipl.-Ing., Kokereichef, Hattingen. * 29. 8. 1886, † 22. 10. 1939.
- Leonhardt, Otto, Direktor, Düsseldorf. * 13. 5. 1877, † 9. 11. 1939.
- Lütke, Albert, Gerichtsassessor a. D., Berlin-Dahlem. * 12. 11. 1887, † 5. 11. 1939.
- Sossinka, Georg, Oberingenieur i. R., Breslau-Zimpel. † 29. 10. 1939.

Neue Mitglieder.

A. Ordentliche Mitglieder:

- Bitz, Paul, Wärmeingenieur, Buderus'sche Eisenwerke, Wetzlar; Wohnung: Dalbergstr. 11. 39 459
- Fink, Kurt, Dr. rer. nat., Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf 1, August-Thyssen-Str. 1. 39 460

B. Außerordentliche Mitglieder:

- Behler, Werner, cand. rer. met., Bochum, Westfälische Str. 16. 39 461
- Figge, Kurt, stud. rer. met., Berlin NW 87, Bachstr. 9. 39 462
- Wegemann, Fritz, Studierender des Eisenhüttenwesens, Düsseldorf, Achenbachstr. 19 a. 39 463