

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 14

8. APRIL 1937

57. JAHRGANG

Stand der Entwicklung der Durchlaufglühöfen für Feinbleche.

Von Friedrich Lüth in Siegen.

[Mitteilung Nr. 241 der Wärmestelle des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*.]

(Zweck des Feinblech-Durchlaufglühofens. Bauliche Grundsätze und Einzelheiten. Güteansprüche an das im Durchlaufofen zu glühende Kraftwagen-, Tiefzieh-, Weiß- und Handelsblech. Ofenleistungen. Die heutigen Ofenbauarten. Vergleich mit anderen Glühöfen.)

Im Zuge der Entwicklung des Feinblechs zu immer höheren Güteansprüchen^{1) 2) 3)} spielt der Durchlaufglühofen eine wichtige Rolle. Die ersten Durchlaufglühöfen für Feinbleche wurden in Deutschland im Jahre 1930 nach den Schutzrechten von A. Th. Kathner erbaut. Seitdem ist die Entwicklung der Durchlaufglühöfen stetig weitergegangen, und es gibt heute wohl kaum noch ein Feinblechwalzwerk, das nicht wenigstens einen Durchlaufglühofen hat. Da die Entwicklung der Durchlaufglühöfen in den letzten sechs Jahren nicht nur nach der baulichen Seite beachtenswerte Fortschritte gemacht, sondern auch die Führung der Öfen im Betrieb und ihre Anwendung für die verschiedenen Blechglühvorgänge Wandlungen erfahren haben, wird nachstehend über den heutigen Stand der Erfahrungen und Erkenntnisse zusammenfassend berichtet.

A. Bau und Betrieb der Feinblech-Durchlaufglühöfen.

I. Zweck des Durchlaufofens.

Die vor 30 Jahren im Feinblechwalzwerk gebräuchlichen Glühöfen⁴⁾ waren Einsatzöfen verschiedenster Bauart, wie Siegerländer Rostöfen und Öfen mit Halbgas-, Generator- und Ferngasfeuerung. Sie wurden satzweise beschickt, in besonderen Fällen und bei dünnen Blechen in Ausschuß-

bleche eingepackt (sogenanntes „Bismarckhütter Verfahren“). Die richtige Glühung war bei diesen Öfen ausschließlich von der Gewissenhaftigkeit des Glühers abhängig. Besondere Gleichmäßigkeit der Glühung war zudem nicht möglich.

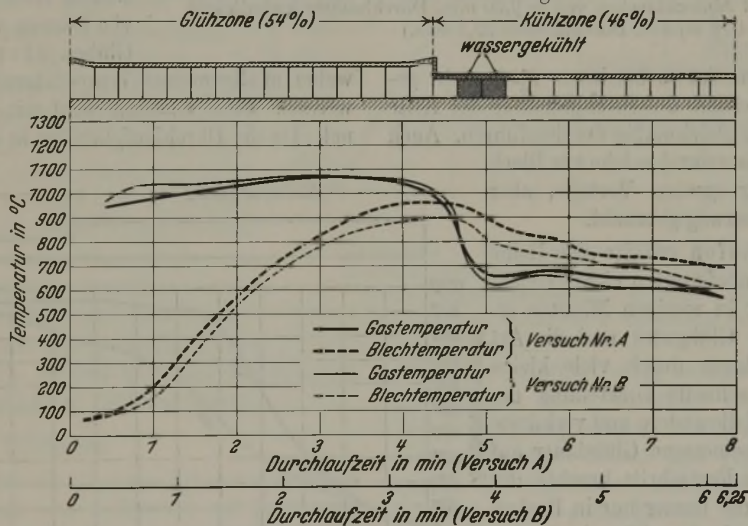


Abbildung 1. Temperaturkurven im Blech. (Rollherdofen, Bauart Kathner-Indugas, Ofenlänge 40 m, Rollen wassergekühlt.)
 Versuch A: Kraftwagenbleche 0,87 mm stark, 2 Bleche im Pack, mit Abdeckblechen, Durchlaufgeschwindigkeit 4,98 m/min, Durchlaufzeit im Ofen 8,0 min.
 Versuch B: Tiefziehbleche (einmal dekapiert) 0,50 mm stark, 4 Bleche im Pack, ohne Abdeckbleche, Durchlaufgeschwindigkeit 6,39 m/min, Durchlaufzeit im Ofen 6,25 min.
 (Abbildung entnommen der Dr.-Ing.-Dissertation von O. Schneider, Düsseldorf.)

Einen weiteren Schritt der Feinblechglühung stellten die „Paketöfen“ dar, in denen Blechpakete bis zu 2000 Tafeln geglüht wurden. Hochwertige Bleche packte man in Ausschußbleche ein. Die Entwicklung ging dann weiter zur Fließfertigung im Kistenglühofen, der erst als Einkistenofen, später auch als Kanalofen, auch Tunnelofen genannt, ausgebildet war. Die durch den Tunnelofen geschobenen Wagen waren mit je einer Stahlgußkiste besetzt, in die das geschnittene Blech gepackt war. Im Laufe der Entwicklung erreichten die Kisten-

öfen eine beachtliche Länge bis zu fast 60 m⁵⁾, und man unterschied eine Vorwärmzone, die eigentliche Glüh- oder Feuerungszone und die Abkühlzone. Diese Tunnelöfen wurden ebenfalls durch Halbgasfeuerung, mit Generator- oder Ferngas beheizt. Als besonderer Zweig dieser Entwicklung sind die Einkistenöfen zu erwähnen, die in den letzten Jahren wieder häufiger Verwendung fanden, weil sie für besonders hochwertige Bleche genaueste Ueberwachung des Temperaturverlaufs in der Kiste gestatteten⁶⁾.

Die Kistenglühung stellte bis zur Einführung der Durchlaufglühöfen die hochwertigste Form der Glühung dar, weil

*) Sonderdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Schließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ H. Klein: Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 189/96.

²⁾ E. Marke: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 262/66.

³⁾ W. Bussion: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1045/47.

⁴⁾ F. Bleimann: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 797/806.

⁵⁾ Bleimann: a. a. O., Abb. 13.

⁶⁾ Bleimann: a. a. O., Abb. 9 u. 10.

sie ein sauberes, weißes Blech mit schmalem Glührand lieferte und die Glühung ziemlich gleichmäßig war. Nachteile der Kistenglühung sind aber die lange Glühdauer, an die sich eine oft ebensolange Abkühldauer anschließt, und der hohe Platzbedarf für das Ein- und Auspacken der Kisten, für das Abstellen der abkühlenden Kisten, den Kistenlagerplatz usw. Ferner ist das Verfahren durch den Kistenverschleiß und den durch das Totgewicht bedingten Wärme-

verlusten an das Blech zu entsprechen. Ebenso ist das Fördermittel jetzt ein wesentlicher Bestandteil des Ofens und dementsprechend auszubilden.

a) Glüh- und Kühlzone.

Jede Glühung verlangt, daß das Wärmgut auf eine bestimmte Temperatur gebracht, hier mehr oder weniger lange gehalten wird, um dann entweder in Schutzgas, an der Luft oder aber in der Kiste im Freien abzukühlen, heute oft mit der besonderen Bedingung, die Abkühlung in einer bestimmten Kurve verlaufen zu lassen. Einige kennzeichnende Temperaturkurven sind aus den Abb. 1 bis 4 zu entnehmen. Alle Kurven zeigen, daß die Glühtemperatur möglichst schnell an allen Stellen des Bleches erreicht werden soll. Bei Kraftwagen-, Tiefzieh- und Weißblechen wird dann die Abkühlung bis unter den A_{c_1} -Punkt möglichst schnell durchgeführt, während die weitere Abkühlung langsamer vor sich gehen soll. In Abb. 3 zeigen die Blechtemperaturen für Handelsblech dagegen einen anderen Verlauf in der Kühlzone, auf deren Kühlwirkung bewußt verzichtet wird (vgl. auch Abschnitt III b und c). Alle diese Kurven können als kennzeichnend für das Glühen über dem A_{c_3} -Punkt gelten,

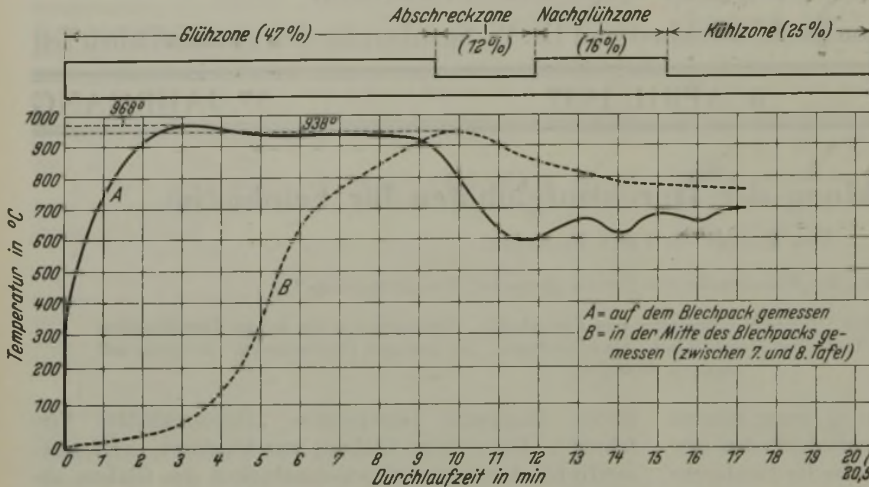


Abbildung 2. Temperaturverlauf der Oberfläche und im Inneren eines Blechpacks. (Balkenherdofen, Bauart Schilde, mit Nachglühzone, Ofenlänge 35,2 m, 15 Weißbleche, 0,20 mm, mit 2 Abdeckblechen von je 0,60 mm, Durchlaufgeschwindigkeit 1,72 m/min, Durchlaufzeit 20,5 min.)

verlust teuer. Außerdem ist es bis heute noch nicht gelungen, die Glühung innerhalb des Blechpakets in der Kiste von oben bis unten völlig gleichmäßig durchzuführen. Auch Versuche, die Stahlgußkiste durch solche aus Blech zu ersetzen, haben zwar gewisse Vorteile, aber keine grundlegende Besserung gebracht.

Der Durchlaufglühofen erfüllte eine Reihe der bei den bisherigen Glühofenarten nicht erreichbaren Forderungen. Der in wenigen Minuten erfolgende Durchsatz des Glühgutes und die Art der Beheizung mit Reingas durch viele kleine Brenner erlaubte eine schnelle Umstellung des Ofens von einer Sorte auf die andere und verkürzte die bisher nach Tagen bemessene Glühdauer auf Minuten. Einen weiteren Fortschritt brachte der Glühofen dadurch, daß die immer nur in Packen von wenigen Stück durch den Ofen laufenden Bleche gleichmäßiger geblüht wurden und die im Kistenofen unvermeidbaren Ungleichmäßigkeiten der Glühung verschwanden. Die aus den Erfahrungen der ersten Betriebszeit der Durchlaufglühöfen gewonnenen Erkenntnisse führten zwangsläufig zur Stellung erhöhter Anforderungen an die Durchlaufglühöfen nach Leistung und vor allem nach Güteansprüchen des geblühten Bleches. Die heute im allgemeinen üblichen Anforderungen werden noch im einzelnen besprochen werden.

II. Die baulichen Grundsätze des Durchlaufglühofens.

Der Durchlaufglühofen in seiner heutigen Gestalt unterscheidet sich wesentlich von den bisherigen Glühöfen. Dadurch, daß im Vergleich zum Kistenofen die Durchlaufbewegung des Glühgutes außerordentlich schnell in wenigen Minuten erfolgt, müssen Glüh- und Kühlvorgang genauer beherrscht werden, um in der kurzen Zeit den Güteanfor-

wobei im allgemeinen Temperaturen von 950° vorgeschrieben werden. Diese Glühung wird mit „Normalisieren“ bezeichnet. Da die Durchlaufglühöfen in der Zeit ihrer Einführung

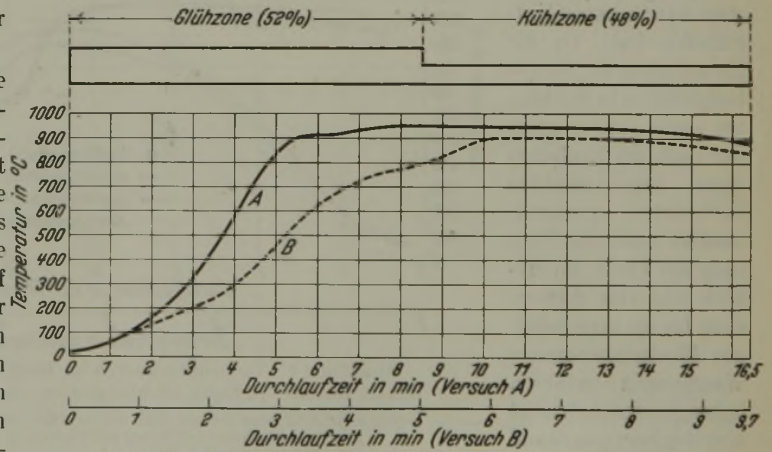


Abbildung 3. Temperaturverlauf im Blech in einem Durchlaufglühofen mit feuerfestem Balkenherd. (Bauart Poetter, Ofenlänge 28 m.)
 Kurve A: je 2 Bleche 1,0 mm, mit Abdeckblechen, Durchlaufgeschwindigkeit 1,7 m/min, Durchlaufzeit im Ofen 16,5 min.
 Kurve B: je 1 Blech 1,5 mm, ohne Abdeckbleche, Durchlaufgeschwindigkeit 2,9 m/min, Durchlaufzeit im Ofen 9,7 min.

vorzugsweise für die Normalisierglühung Verwendung fanden, werden sie vielfach heute noch „Normalisieröfen“ genannt.

Wo man nur Glühtemperaturen von 700 bis 800° erreichen will, entfällt naturgemäß der starke Temperaturabfall unter den A_{c_1} -Punkt.

Um alle diese Anforderungen an die Glühtemperaturkurve im Blech erfüllen zu können, sind die Durchlaufglühöfen durchweg so ausgebildet, daß sie in eine Glüh- und eine Kühlzone geteilt sind. Ueber ein bestimmtes Verhältnis der Längen dieser Zonen und über die bauliche Ausbildung

der Kühlzone mit abnehmbaren Gewölbebügeln und heruntergezogenem Gewölbe und andere Merkmale⁷⁾ ist die Entwicklung der Ofenbauarten verschiedener Firmen in verschiedenen Richtungen weitergegangen. Wenn auch die wesentlichen Merkmale, namentlich die Unterteilung in Glüh- und Kühlzone, noch überall zu finden sind, so hat doch andererseits die Weiterentwicklung vielfach zu andersartigen, den neuen Anforderungen angepaßten Bauformen der Durchlauföfen geführt.

Die Bezeichnung „Kühlzone“ zeigt an sich schon, daß die hier vorzunehmende Abkühlung der Bleche durch Kühlvorrichtungen bewirkt oder zum mindesten verstärkt wird. Der Einbau von Kühlkästen in Gewölbe und Herd mit Wasser oder Luft als Kühlmittel findet sich bei allen Ofenbauarten in verschiedenster Form. In einigen Fällen ist auch lediglich die Ausbildung von Gewölbe und Seitenwänden mit nichtisoliertem Mauerwerk als für die Abkühlung ausreichend angesehen worden. Für bestimmte Zwecke war die Abschreckung durch die Wasserkühlung im ersten Teil der Kühlzone, vielfach auch „Abschreckzone“ genannt, wegen der dadurch bedingten Oberflächenhärte des Bleches unerwünscht. Zum Ausgleich des Temperatursturzes wurde eine Wiederaufheizung in einer besonderen „Nachglühzone“⁸⁾ vorgesehen. Die ersten Versuche im Betrieb verliefen jedoch wenig erfolgreich, so daß vielfach die Nachglühzone nicht mehr benutzt wurde. Abb. 2 zeigt zwei Temperaturkurven auf und in einem Weißblechpack in einem Durchlaufglühofen mit Nachglühzone (s. auch Abb. 15). Man erkennt an der Kurve A die temperatursteigernde Wirkung der Wiederaufheizung deutlich, die Kurve B (Temperatur im Packinnern) wird in ihrem Abfall etwas gemildert. Abb. 4 verdeutlicht die Wirkung der Wiederaufheizung noch besonders durch die vergleichsweise eingetragene Temperaturkurve, die mit den fest eingebauten Thermolementen ermittelt wurde.

Erreicht man in der Nachglühzone eine Wiederaufheizung des Bleches über 640°, so erhält man nicht nur ein weiches Blech, sondern kann unter bestimmten Voraussetzungen auch die zweite Glühung sparen.

b) Beheizung.

Die Brennstoffe, die für den Durchlaufglühofen in Frage kommen, beschränken sich von vornherein auf gereinigtes Gas. Es ist kein Zufall, daß die Verbreitung der Durchlaufglühöfen in Deutschland zeitlich mit dem Ausbau des Ferngasnetzes in Westdeutschland zusammenfiel. Das Ferngas stellte nach Heizwert und Reinheit einen vorbildlichen Brennstoff dar. Da die Beheizung der langen Öfen eine große Zahl von recht kleinen Brennern bedingte, so wurden die ersten Öfen mit Preßgasbrennern ausgerüstet, die den Vorzug haben, keine besonderen Leitungen für die Zufuhr der Verbrennungsluft zu benötigen. Heute hat sich aber im Durchlaufglühofenbau die Erkenntnis durchgesetzt, daß die Preßgasbrenner in ihrer Regelbarkeit und Einstellung der Verbrennung den Niederdruckbrennern unterlegen sind⁹⁾. Damit werden die Vorteile der Preßgasbrenner mehr als aufgewogen, so daß man heute fast nur noch Niederdruckbrenner verwendet. Die Vielzahl der Brenner und die zu fordernde

Regelfähigkeit der Verbrennung bedingten, daß überall dort, wo Ferngas nicht zur Verfügung stand, gereinigtes Generatorgas aus Steinkohle oder Braunkohlenbriketts Verwendung fand.

Beim gasbeheizten Ofen spielt das Rauchgas aber nicht nur die Rolle des Wärmeübertragungsmittels, sondern seine Zusammensetzung kann von großem Einfluß auf die Oberfläche des Glühguts sein, mit anderen Worten: die Rauchgasatmosphäre kann die Zunderbildung wesentlich beeinflussen. Es ist heute noch nicht möglich, im Durchlaufglühofen Bleche blank zu glühen, da auch die beste Einstellung der Verbrennung unter den günstigsten Verhältnissen immer noch zur Bildung von so viel Zunder führt, daß man nicht von blanken Blechen sprechen kann. Wo also blanken Blech-

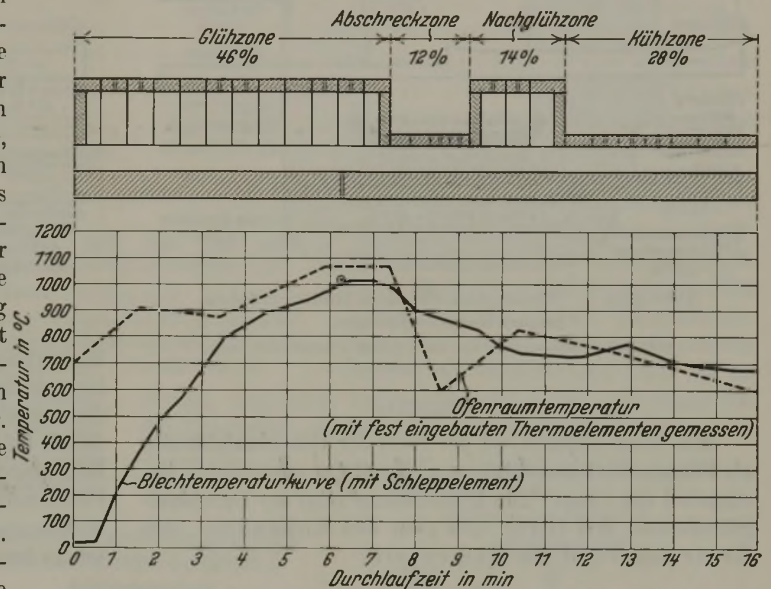


Abbildung 4. Temperaturverlauf im Blech in einem Balkenherd-Durchlaufofen mit Nachglühzone. (1 Blech 2 mm, Ofenlänge 34 m, Durchlaufgeschwindigkeit 2,13 m/min, Durchlaufzeit 16 min.) (Das Schaubild wurde von A. Th. Kathner zur Verfügung gestellt.)

oberfläche gefordert wird, muß man im Durchlaufglühofen das Glühgut durch Unterlags- und Deckbleche abdecken. Die Verwendung solcher Abdeckbleche bedingt höhere Kosten für diese Bleche und vermehrte Arbeit des Einsetzens und Abnehmens, außerdem erhöhten Brennstoffverbrauch je Tonne guten Bleches, weil die Gesamtleistung des Ofens die gleiche bleibt, man also bei Verwendung von Abdeckblechen den Durchsatz an guten Blechen um das Gewicht der Abdeckbleche verringern muß. Die bisherigen Erfahrungen mit Abdeckblechen haben gezeigt, daß man bei Verwendung solcher Bleche ihr Gewicht mit 20 bis 25% des Glühgutes ansetzen muß, und daß man als Abdeckbleche mit Erfolg sowohl Ausschubbleche des eigenen Betriebes wie auch legierte zunderbeständige Bleche verschiedener Herkunft verwenden kann. Die legierten Bleche halten zwar ein Vielfaches der Glühungen aus wie Ausschubbleche, ihre Kosten liegen aber auch ebensoviel höher. Allgemein kann man sagen, daß die Kosten der Abdeckbleche je Tonne Glühgut in beiden Fällen etwa gleich sind.

Der durchschnittliche Wärmeverbrauch von Durchlaufglühöfen, gleich welcher Bauart, liegt bei einer Belastung von 75 bis 100% zwischen 400 und 600 kcal/kg. Die Schwankungen sind durch Ofenbauart und Betriebsweise bedingt. Dabei ist es ohne weiteres klar, daß ein Rollenherdofen mit wassergekühlten Rollen einen höheren Verbrauch haben muß als ein Balkenherdofen. Die Wärmestrombilder in Abb. 5

⁷⁾ Vgl. auch DRP. Nr. 605 501 (Patent von A. Th. Kathner); Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 284.

⁸⁾ DRP. 611 994, Zusatzpatent zu DRP. 605 501; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 869.

⁹⁾ G. Neumann: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 941/52 (Wärmestelle 232).

und 6 zeigen die Verhältnisse des Wärmeflusses in Durchlaufglühöfen mit wassergekühltem Rollenherd und mit Balkenherd aus hitzebeständigem Stahl. Der Maßstab ist so gewählt, daß die eingebrachten Wärmemengen Q_1 sich wie die tatsächlichen Werte verhalten, etwa wie 100 : 65. Wo keine Abdeckbleche notwendig sind, erhöht sich die Blechwärme um den Betrag der „Abdeckblechwärme“. Die Temperaturkurven der Abb. 1 bis 4 zeigen deutlich den Unterschied der Glühung mit und ohne Abdeckbleche.

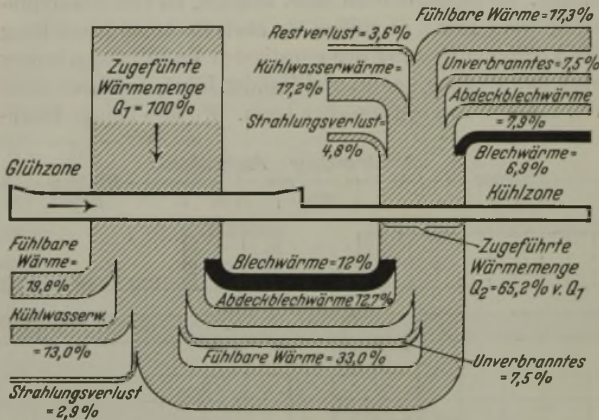


Abbildung 5. Wärmestrombild eines Rollenherdofens, Bauart Kathner-Indugas.

(Abbildung entnommen aus der Dr.-Ing.-Dissertation von O. Schneider, Düsseldorf.)

(vgl. Abb. 7) bestehen aus einem wassergekühlten Flußstahlrohr als Kern und einem darübergeschobenen Rohr aus hitzebeständigem Stahl, wobei der Hohlraum zwischen beiden Röhren durch hochwertige Isoliermasse ausgefüllt ist. Auf dem äußeren Rohr sitzen die Radscheiben, ebenfalls aus hitzebeständigem Stahl. Je nach Größe dieser Radscheiben und der Art der Ausbildung dieser Rollen beträgt der Abstand von Rolle zu Rolle 200 bis 450 mm. Der Rollenherd gestattet also keine wirksame Unterbeheizung; sie wird bei

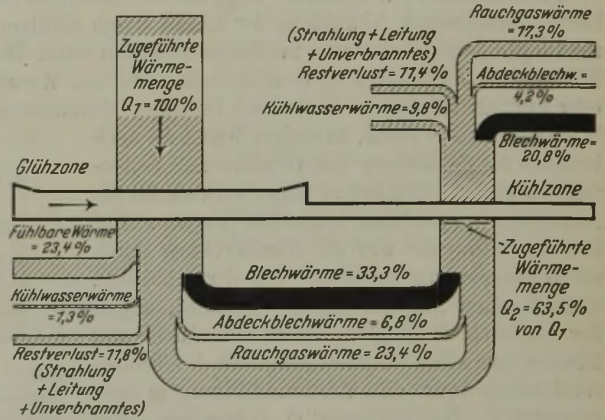


Abbildung 6. Wärmestrombild eines Balkenherdofens, Bauart Schilde.

c) Fördermittel.

Wie schon erwähnt, ist der Herd der Durchlaufglühöfen als Fördermittel ausgebildet und damit ein wesentlicher Bestandteil des Ofens. Die Entwicklung zeigt im Durchlaufglühofenbau drei Herde, und zwar den Rollenherd, den Kettenherd und den Balkenherd.

Wasserkühlung der Rollen sogar praktisch unmöglich. Die heute in Betrieb befindlichen Rollenherdöfen arbeiten dank der vorbildlichen Weiterentwicklung der hitzebeständigen Stähle teilweise schon ohne Wasserkühlung. Wenn man den Rollenherd auf der einen Seite als standfestes und haltbares Fördermittel bezeichnen kann, so ist die Unmöglichkeit einer wirksamen Unterbeheizung auf der anderen Seite als Nachteil zu buchen. Außerdem hat der Rollenherd ein beträcht-

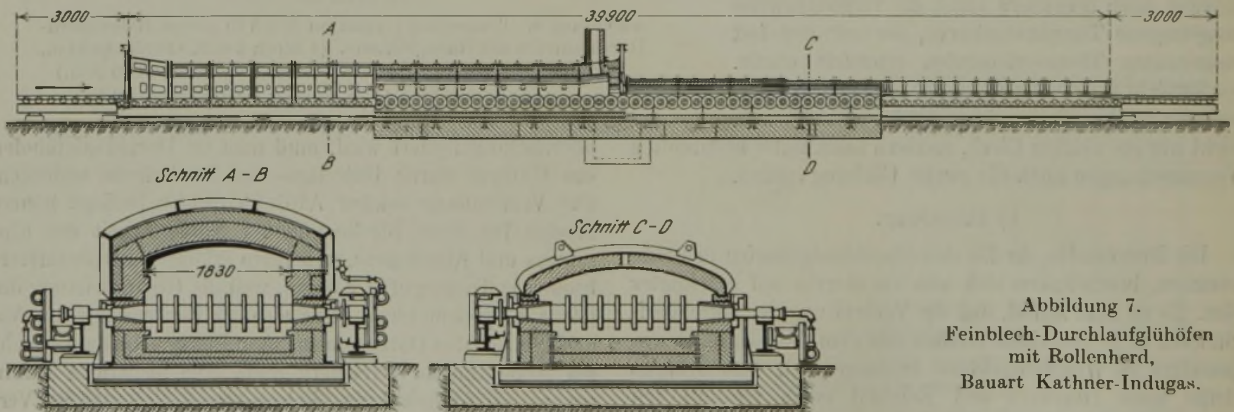


Abbildung 7. Feinblech-Durchlaufglühöfen mit Rollenherd, Bauart Kathner-Indugas.

1. Kettenherd. Die guten Erfahrungen, die mit der Kette als Fördermittel in zahlreichen Öfen für Wärm-, Vergüte- und andere Zwecke gemacht wurden und heute noch gemacht werden, haben sich im Durchlaufglühofen nicht bestätigt. Bei der großen Länge dieser Öfen von 25 bis 40 m werden die Kettengewichte verhältnismäßig groß. Der Rücklauf der Kette in der freien Luft und die dadurch bewirkte Abkühlung bedingen einen zusätzlichen Wärmeverbrauch zur Wiederaufheizung der Kette, und schließlich führt die geringe Warmfestigkeit der hitzebeständigen Stähle zu unerwünschten und vor allem nicht überwachbaren Dehnungen der Ketten, die Verziehungen des Kettenrostes und damit Betriebsstörungen zur Folge haben.

2. Rollenherd. Die ersten Durchlauföfen in Deutschland sind mit Rollenherden versehen worden. Die Rollen

liches Gewicht und ergibt somit wegen des hohen Preises für hitzebeständige Stähle eine wesentliche Erhöhung der Anlagekosten. Nicht zuletzt bedingt bei gekühlten Rollen die im Kühlwasser der Glühzone entzogene Wärme eine zusätzliche Wärmezufuhr und damit eine entsprechende Erhöhung des Wärmeverbrauchs je Tonne Glühgut. Im Wärmestrombild der Abb. 5 beträgt z. B. die Kühlwasserwärme der Glühzone 13% der Gesamtwärmezufuhr. Ihr Fortfall würde eine Verringerung des Gesamtwärmebedarfs um 22% ergeben.

3. Balkenherd. Der „Balkenherd“ oder „Schrittmacherherd“ beherrscht heute praktisch das Feld im Durchlaufglühofenbau. Hierbei ist zu unterscheiden zwischen Balken aus feuerfesten Steinen und solchen aus hitzebeständigem Stahl.

Die erste Ausführung (Abb. 14) hat praktisch bei weitem nicht die Bedeutung erlangt wie die hitzebeständigen Stahlbalkenherde. Die Gründe sind einmal in der schlechteren Unterbeheizung zu suchen, zum anderen in der häufiger not-

und 75 bis 80% für die Weiterbewegung in waagerechter Richtung (je um 300 bis 400 mm) benötigt.

Das Doppelbalkensystem. Hierbei bewegen sich beide Balkensysteme entweder in gleicher Weise oder aber auch derart, daß ein System nur Hub- und Senkbewegungen, das andere waagerechte Bewegungen ausführt u. a. m. Einige solche Balkenbewegungen sind in den Abb. 9, 10 und 11 schematisch dargestellt.

Abb. 9 zeigt ein Bewegungsbild eines Doppelbalkensystems, das folgendermaßen abläuft: Während das erste Balkensystem (I) das Blech waagrecht vorwärts fördert, bewegt sich das System II abwärts, rückwärts und aufwärts, muß also diesen größeren Weg in der gleichen Zeit mit erhöhter Geschwindigkeit zurücklegen. Erstrebt wird, daß das Blech sich auf diese Weise ununterbrochen ohne Stockung und mit ganz geringer Auf- und Abwärtsbewegung durch den Ofen bewegt; denn die Fischbauchform der Herdbalken mit einem Stich von meist 10 bis 20 mm bedingt an sich schon kleine Höhenunterschiede bei der Uebergabe der Bleche von einem Balkensystem an das andere, es entstehen also Hübe bis zu 30 mm. Außerdem sind naturgemäß kurze Aufenthalte bei der Uebergabe auf das andere auf die Dauer nicht zu ver-

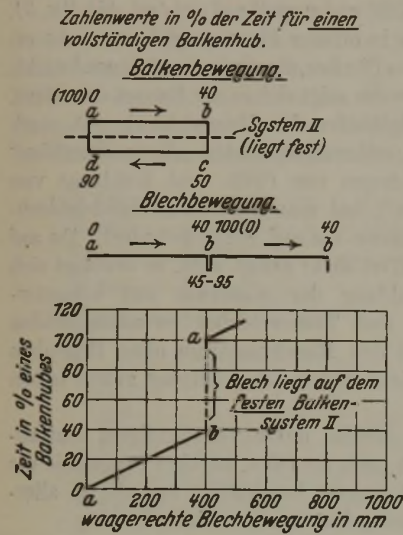


Abbildung 8.

Bewegungsschema von Blech und Herd eines Einbalkensystems.

wendigen Instandsetzung der Herdbalken. Es ist einleuchtend, daß ein Balkenherd, der dauernd von einem ununterbrochenen Band von Blechen bedeckt ist, beim Fehlen einer wirksamen Unterbeheizung praktisch niemals die Temperatur des Ofenraumes, des Gewölbes und der Seitenwände annehmen kann, sondern mehr oder weniger weit darunter bleiben muß. Das bedeutet, daß die Wärmeübertragung der im Blechpack zuunterst liegenden Bleche vornehmlich durch Wärmeleitung von oben erfolgen muß.

Die Balkenherde aus hitzebeständigem Stahl haben sich nach mancherlei Kinderkrankheiten heute zu einer gewissen Einheitsform entwickelt. Sie bestehen im wesentlichen aus Balken von I-Profil mit fischbauchförmigem Seitenriß und sind so ausgebildet, daß sie jederzeit umdrehbar sind. Dadurch soll das Umdrehen etwa durch Ueberhitzung durchgebogener Balken und eine möglichst lange Verwendbarkeit gewährleistet werden. Die Balken werden bis zu 1500 mm Länge ausgeführt, bei größeren Längen besteht die Gefahr des Durchbiegens.

Je nach Antriebsweise und Bewegungsart unterscheidet man folgende Balkenherdbauarten:

Das Einbalkensystem. Hier bewegt sich ein Balkensystem (I) in der in Abb. 8 schematisch dargestellten Weise etwa in einem Rechteck, während das zweite System (II) unbeweglich eingebaut ist. Die Bewegung des Bleches (vgl. Abb. 8) zeigt, daß es während der halben Zeit auf dem Balkensystem II ohne Bewegung liegt und in der anderen Hälfte der Aufenthaltszeit im Ofen von dem Balkensystem I bewegt wird. Von dieser Bewegungsdauer werden 20 bis 25 % für Heben und Senken (jeweils 25 bis 50 mm)

Zahlenwerte in % der Zeit für einen vollständigen Balkenhub (bezogen auf System I).

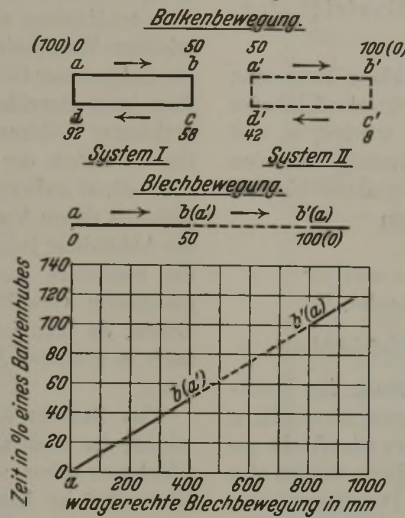


Abbildung 9.

Bewegungsschema von Blech und Herd eines Doppelbalkensystems mit ungleichförmiger Geschwindigkeit.

30 mm. Außerdem sind naturgemäß kurze Aufenthalte bei der Uebergabe auf das andere auf die Dauer nicht zu ver-

Zahlenwerte in % der Zeit für einen vollständigen Balkenhub (bezogen auf System I).

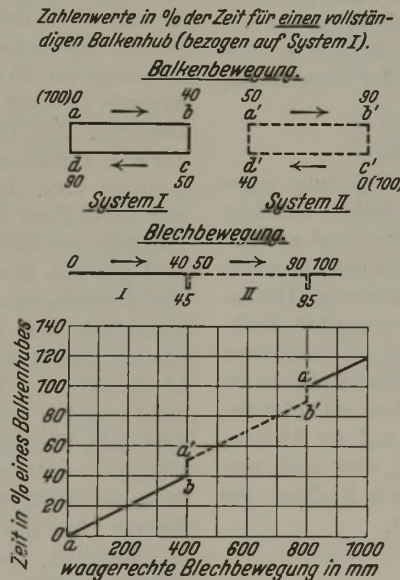


Abbildung 10.

Bewegungsschema von Blech und Herd eines Doppelbalkensystems mit gleichförmiger Geschwindigkeit.

Zahlenwerte in % der Zeit für einen vollständigen Balkenhub (bezogen auf System I).

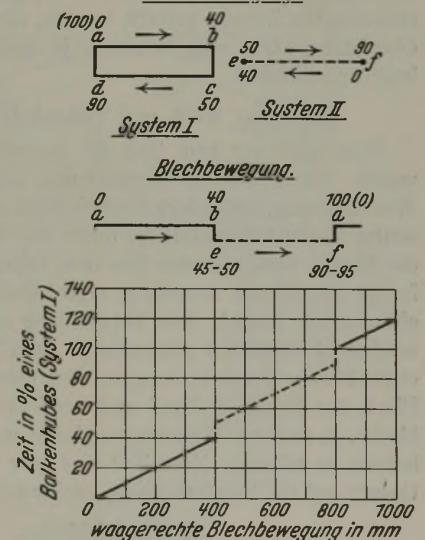


Abbildung 11. Bewegungsschema von Blech und Herd eines Doppelbalkensystems mit verschiedener Bewegungsform jedes Balkensystems.

meiden. Sie werden bedingt durch die unvermeidlichen Dehnungen der hitzebeständigen Stähle.

Aus dieser Erkenntnis heraus ist das in Abb. 10 gezeigte Doppelbalkensystem mit gleichförmiger Geschwindigkeit durch das ganze Spiel der Balkenbewegung entstanden. Die oben geschilderte Notwendigkeit, den Weg von Punkt b (b') über c (c') und d (d') nach a (a') schneller zurückzulegen, entfällt also hier. Es leuchtet ein, daß derartige Beschleunigungen, selbst wenn sie nicht allzu groß sind, immerhin er-

höhte Anforderungen an den Betrieb und die Festigkeit des ganzen Balkensystems stellen.

Abb. 11 stellt das Förder- und Bewegungsbild eines weiteren Doppelbalkensystems dar, wie es u. a. für einen Herd mit feuerfesten Balken ausgebildet ist.

III. Güteansprüche an die im Durchlaufglühofen geblühten Bleche.

Nach dem heutigen Stand der Entwicklung kann man die Güteanforderungen, die an die im Durchlaufglühofen geblühten Bleche im allgemeinen gestellt werden, in drei Gruppen zusammenfassen, die man zweckmäßig nach den vornehmlich unter diesen Bedingungen geblühten Blechen bezeichnet. Es handelt sich um die Gruppen

- der Kraftwagenbleche,
- der Weiß- und Tiefziehbleche und
- der Schwarz- oder Handelsbleche.

a) Kraftwagenbleche und hochwertige Tiefziehbleche.

Soweit es sich um die Normalisierglühung für Kraftwagenbleche handelt, wird neben der Forderung an sonstigen Güteeigenschaften vor allem die der blanken Oberfläche gestellt. Kraftwagenbleche oder verwandte Bleche werden also fast stets unter Abdeckblechen geblüht. Die Normalisierglühung geht meist nach der in Abb. 1 und 2 gekennzeichneten Temperaturkurve vor sich. Die Abkühlung unter den A_{c1} -Punkt wird meist durch Wasserkühlung bewirkt, die weitere Abkühlung treibt man nach Möglichkeit unter 500° . Diese Art der Normalisierung ergibt ein außerordentlich feines Korn, auf der anderen Seite aber eine verhältnismäßig hohe Oberflächenhärte. Die Kunst der Ofenführung geht nun dahin, die Feinheit des Kornes mit einer noch ausreichenden Oberflächenhärte zu vereinigen. Dabei gestatten die Anforderungen, die an die Kraftwagenbleche für die verschiedensten Zwecke gestellt werden, diese Forderung nach Oberflächenhärte und Feinkorn je nach der Verwendung beliebig zu ändern.

b) Weiß- und Tiefziehbleche.

Hier wird nur zum Teil die Normalisierglühung angewandt. Für Weißbleche begnügt man sich vielfach mit einer Weichglühung. Man legt hierbei nicht mehr Wert auf den steilen Temperaturabfall bis unter den A_{c1} -Punkt und läßt die Bleche noch rotwarm aus dem Ofen kommen. Die sofortige sorgfältige Stapelung ergibt die erwünschte Nachglühung im Stapel. Die Verwendung von Abdeckblechen wird nicht einheitlich gehandhabt. Zum Teil nimmt man die etwas höhere Zunderbildung auf dem obersten und untersten Blech des Packs in Kauf und verzichtet auf die Abdeckbleche, in anderen Walzwerken glaubt man, diese nicht entbehren zu können. Zum Teil sind hier auch Einflüsse der Gasart auf die Zunderbildung nachweisbar.

c) Handelsbleche.

Für diese Bleche sind die Kosten einer Glühung im Durchlaufofen nur dann tragbar, wenn die volle Leistung des Ofens ausgenutzt werden kann, das heißt, wenn man ohne Abdeckbleche auskommt und trotzdem nur das handelsübliche Maß an Zunder erhält, was durch die Biegeprobe nachgewiesen wird. Diese Bedingungen sind in einigen Durchlaufglühöfen mit Erfolg erreicht worden. Hierbei handelt es sich vor allem um Ofen mit Generatorgasbeheizung. Nach diesen Erfahrungen scheint diese Gasart sich besonders günstig für die Zunderbildung auszuwirken. Ein endgültiges Urteil wird sich aber erst nach einer Gegenprobe an einem gleichartigen ferngasbeheizten Durchlaufglühofen für Handelsblech fällen lassen.

Bei Handelsblech begnügt man sich bei Einhaltung des Zunderhöchstwertes von 2 % im allgemeinen mit der Weichglühung (bis 800°) und verzichtet bewußt auf eine besondere Abkühlkurve, wie sie beispielsweise für Kraftwagenbleche für notwendig gehalten wird. Man zieht die Bleche mit Temperaturen bis zu 700° und stapelt sofort (vgl. Abb. 2 u. 3). Man erhält dann eine in offener Flammenglühung nicht erreichbare Weichheit des Bleches, die stark gütesteigernd wirkt. Die Folge dieser Glühweise zeigt sich in der Bauart des Ofens. Man baut Durchlaufglühöfen für Handelsblech mit stark verkürzter Kühlzone; während die ersten „Normalisieröfen“ ein Verhältnis der Längen von Glüh- und Kühlzone von etwa 40:60 aufwiesen⁷⁾, hat man bei reinen Handelsblechglühöfen dieses Verhältnis bis auf 70:30 geändert. Da auf die Abkühlung kein Wert mehr gelegt wird, so erübrigt sich die besondere Ausbildung der Kühlzone mit heruntergezogenem Gewölbe und Trennschieber zwischen beiden Zonen, da man jetzt den Rauchgasstrom ohne Bedenken auch in größerer Stärke durch die Kühlzone gehen lassen kann.

Das Stapeln der Bleche unter vollständigem Luftabschluß, das heißt also noch im Ofen, ist eine Frage, die die Ofenbauer schon seit langem beschäftigt und die in allerletzter Zeit im Ausland gelöst worden sein soll.

IV. Ofenleistungen.

Die Leistung der Durchlaufglühöfen wird bedingt durch die vorgeschriebene Glühtemperaturkurve und durch den Förderherd. Während man einen Rollenherdofen praktisch beliebig lang ausführen kann, ohne Förderschwierigkeiten zu bekommen, ist nach dem heutigen Stand des Durchlaufofenbaues die Länge eines Balkenherdofens begrenzt. Man kann die größte Baulänge eines solchen Ofens mit 40 m angeben. Je nach Breite des Ofens und Ausführung des Balkenherdes beträgt das Gewicht der hitzebeständigen Teile bei einer Ofenlänge von 35 bis 40 m 12 bis 16 t. Das gesamte zu bewegende Gewicht des Balkenherdes beträgt mehr als das Doppelte. Aus Gründen der gleichmäßigen Bewegung ist nur ein Antrieb möglich, der stets an einem Ofenende angeordnet wird. Die stoßfreie Bewegung des Balkenherdes von einem Ende aus begrenzt sein Gewicht und damit die Baulänge des Ofens in den genannten Maßen. Der Balkenherd mit dem Zweibalkensystem kann naturgemäß bei gleicher Bewegungsgeschwindigkeit des einzelnen Balkensystems theoretisch die doppelte Durchlaufgeschwindigkeit des Bleches (und damit doppelte Leistung) erzielen. Praktisch ist eine derartige Erhöhung der Durchsatzleistung natürlich nicht möglich; Tatsache aber ist, daß die Durchlauföfen mit doppelten Balkensystemen größere Leistungen erreichen können als Ofen mit Einbalkensystem. Die Vorschrift einer bestimmten Glühtemperaturkurve des Bleches beeinflusst in zweiter Linie die Ofenleistung. Beim Glühen von Kraftwagenblechen, deren Abkühlung sorgfältig durchgeführt werden muß, kann die Ofenleistung naturgemäß nicht so hoch sein wie beim Glühen von Handelsblech. Ebenso sind höhere Glühleistungen zu erreichen, wenn man nicht normalisieren, sondern nur weichglühen will. Von praktischen Durchsatzzahlen, wie sie heute im Ofenbau üblicherweise gefordert, gewährleistet und eingehalten werden, sind zu nennen:

- für Kraftwagenbleche 80 bis 150 t/24 h,
- für Weiß- und Handelsbleche bis 250 t/24 h.

Diese Werte beziehen sich jeweils auf den Gesamtblechdurchsatz, das heißt gegebenenfalls einschließlich der Abdeckbleche, und auf das Glühen bei Normalisiertemperatur. Die Ofenlängen sind hierbei aus den schon geschilderten

Gründen bei Balkenherdöfen nie größer als 40 m, die Herdbreitenausnutzung beträgt mindestens 80 %. Die gebräuchlichsten Durchlaufgeschwindigkeiten liegen zwischen 1,5 und 5 m/min, ihre Regelbarkeit ist meist im Verhältnis 1:4 gegeben.

Es versteht sich von selbst, daß die genannten Durchsatzleistungen im laufenden Betrieb, das heißt im Monatsdurchschnitt, oft nicht erreicht werden. Das ist besonders dort der Fall, wo der Betrieb sehr viele Sorten von verschiedenen Abmessungen glühen muß, wo also im Monatsdurchschnitt die Herdbreitenausnutzung stark sinkt.

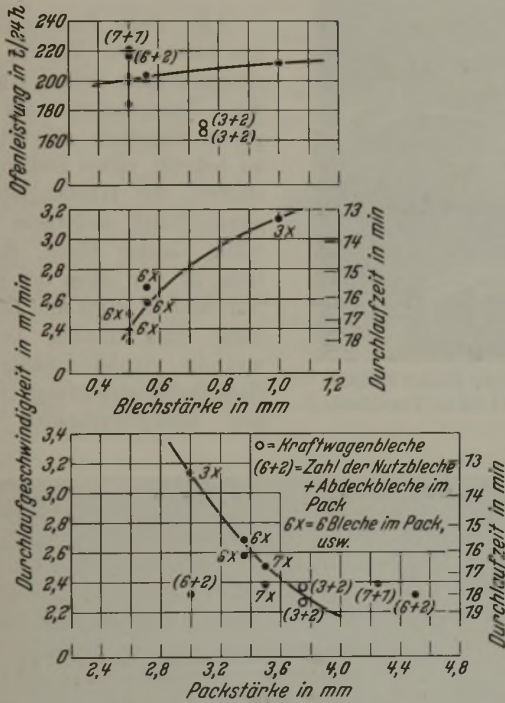


Abbildung 12. Beziehungen zwischen Blechstärke, Packstärke, Durchlaufgeschwindigkeit und Offenleistung eines Durchlaufglühofens (Versuchswerte).

Bei häufigem Wechsel der zu glühenden Sorten und Abmessungen ist die Aufstellung eines Fahrplanes oder eine Glühweisung für jeden Durchlaufglühofen unerlässlich. Abb. 12 und 13 zeigen solche Fahrpläne, von denen Abb. 12 für Tiefzieh- und Kraftwagenbleche gilt und gelegentlich eines größeren Versuches gewonnen wurde, also keinen Anspruch auf Vollständigkeit erheben kann und lediglich die Richtung bei Aufstellung eines solchen Planes zeigen soll. Abb. 13 dagegen entstammt den eingehenden Erfahrungen eines Feinblechbetriebes und gilt für Weißbleche. Auf Grund dieses Planes wird eine Zahlentafel zusammengestellt, aus der der Ofenmann für jede Blechstärke die Zahl der in einen Pack zusammenzuliegenden Tafeln und die einzustellende Durchlaufgeschwindigkeit ablesen kann. Selbstverständlich waren für die Aufstellung dieses Planes nicht allein glüh- und ofentechnische Rücksichten maßgebend, sondern auch allgemeinbetriebliche, so u. a. die, daß die Packer möglichst in der Stärke geglüht werden können, wie sie von der Walze kommen, und daß dadurch die umständliche Neubildung von Packer mit anderen Tafelzahlen fortfällt.

B. Bauarten deutscher Feinblech-Durchlaufglühöfen.

Die in deutschen Feinblechwalzwerken heute laufenden Feinblech-Durchlaufglühöfen sind durchweg unter den vorstehend geschilderten Gesichtspunkten entwickelt worden, weichen also in Aufbau und Betriebsweise meist nicht allzusehr voneinander ab. In den Abb. 7, 14, 15, 16 sind einige

dieser Ofenbauarten wiedergegeben. Im einzelnen ist hierzu noch zu sagen: Der Rollenherdofen (Abb. 7) hat seit seiner Einführung in Deutschland im Jahre 1930 keine wesentlichen Änderungen erfahren. Der Ersatz der wassergekühlten Rollen durch ungekühlte aus hochhitzebeständigem Stahl ist mit Erfolg durchgeführt worden und hat den

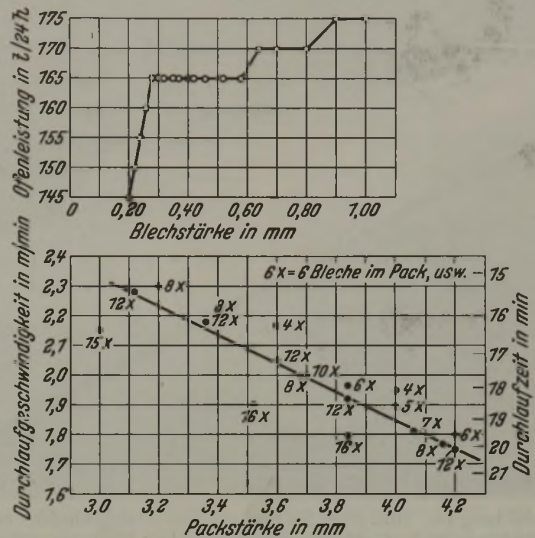


Abbildung 13. Fahrplan für Packstärke und Einstellung der Durchlaufgeschwindigkeit und Leistung in Abhängigkeit von der Blechstärke.

großen Verlust hochwertiger Wärme durch die abzuführende Kühlwasserwärme beseitigt. In einem Fall hat man die im Rollenherd liegende Möglichkeit der beliebigen Verlängerung des Ofens weitgehend ausgenutzt.

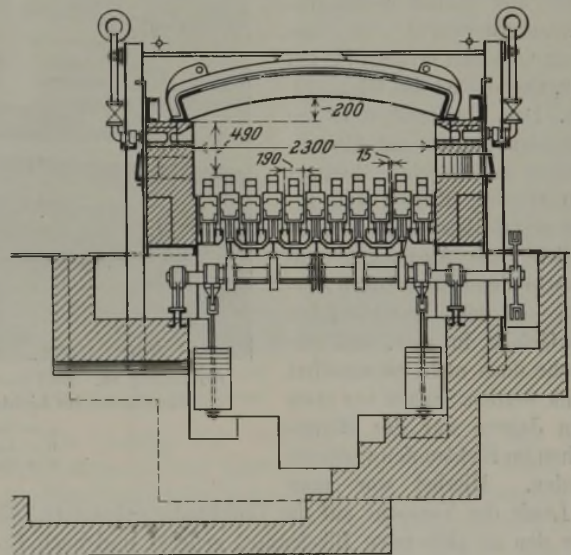


Abbildung 14. Querschnitt durch einen Durchlaufofen mit feuerfestem Balkenherd (Bauart Poetter). (Ofenlänge 28 m, Offenleistung 90 t/24 h, Durchlaufgeschwindigkeit 1,56 bis 2,9 m/min.)

Abb. 14 zeigt den Querschnitt durch einen Balkenherdofen mit gemauerten Balken. Die Balken bestehen aus zwei Teilen, und zwar aus einem obenliegenden feuerfesten Formstein und einem darunter angeordneten Isolierstein. Die Balken bewegen sich in der in Abb. 11 dargestellten Weise.

Abb. 15 stellt das Lichtbild eines Durchlaufglühofens für Weißblech dar, der mit einer Nachglühzone ausgestattet ist (vgl. Abb. 2). Die Leistung dieses Ofens, der 2500 mm lichte Herdbreite hat, beträgt 120 t gutes Blech in 24 h.

Abb. 16 zeigt einen Durchlaufglühofen für Handelsblech, der durch sein Verhältnis von Glüh- zu Kühlzone von 70:30, seine hohe Durchsatzleistung von 250 t/24 h und durch Aufstellung 2 m über Hüttenflur bemerkenswert ist.

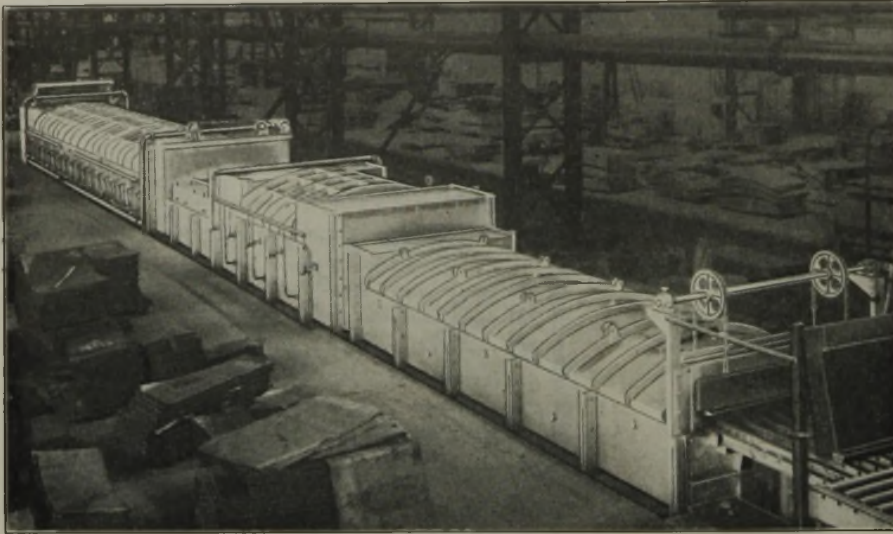


Abbildung 15. Bild eines Balkenherd-Durchlaufglühofens mit Nachglühzone, Bauart Schilde. (Ofenlänge 35,2 m, Herdbreite im Lichten 2500 mm, Ofenleistung 120 t/24 h, Durchlaufgeschwindigkeit 1,2 bis 2,4 m/min.)

C. Vergleich der Durchlaufglühöfen mit anderen neuen Ofenbauarten.

Der Feinblech-Durchlaufglühofen in der heutigen Form kann alle bisher verlangten Güteanforderungen an das Blech vollendet erfüllen bis auf eine, und das ist das Blankglühen. Das Blankglühen ist im Durchlaufofen nur mit Abdeckblechen zu erreichen, bedingt also erhöhte Kosten und geringere Ofenleistung. Endlich schließt das Auspacken und Stapeln dieser Bleche nach Austritt aus dem Durchlaufofen die Gefahr in sich, daß die Bleche doch nicht einwandfrei blank werden. Schon vor etwa zehn Jahren war das Blankglühen im Elektroofen versucht worden. Hierbei war man im Laufe der Versuche auf die Glühhaube gekommen, die über den zu glühenden Blechstapel gedeckt und nach Erreichen der gewünschten Glühtemperatur durch eine isolierte Abkühlhaube ersetzt wurde. In neuester Zeit wird diese Form der Glühung aus Amerika nach Deutschland gebracht, nur mit dem Unterschied, daß statt der elektrischen Beheizung jetzt die Gasfeuerung tritt. Diese Glühhauben nach Lee Wilson¹⁰⁾ und Surface Combustion Co.^{10) 11)} beheizen durch senkrechte oder waagerechte Rohre aus hitzebeständigem Stahl, die in den Seitenwänden eingebaut werden und in denen Koksofengas verbrannt wird, durch

reine Strahlung die zu glühenden Blechstapel. [Der Innenraum der Haube wird mit einem geeigneten Schutzgas gefüllt. Im übrigen vollzieht sich die Glühung in genau der gleichen Weise wie bei der elektrischen Glühhaube. Schließlich ist noch der alte Einkistenofen in feuerungs- und betriebstechnischer Verbesserung auf einer Reihe von Werken für bestimmte, genau zu überwachende Glühungen im Gebrauch¹⁾ 4).

Alle diese Einzelglühungen haben den Vorteil, daß sie eine genaue Ueberwachung des Temperaturverlaufs in jedem einzelnen Blechstapel an beliebig vielen Stellen gestatten; die Haubenglühung gewährleistet außerdem ein völlig blankes Blech. Nachteilig ist vor allem der hohe Aufwand an Platz und Bedienung einer solchen Anlage und die verhältnismäßig geringe Durchsatzleistung. Ueber den Energieverbrauch der

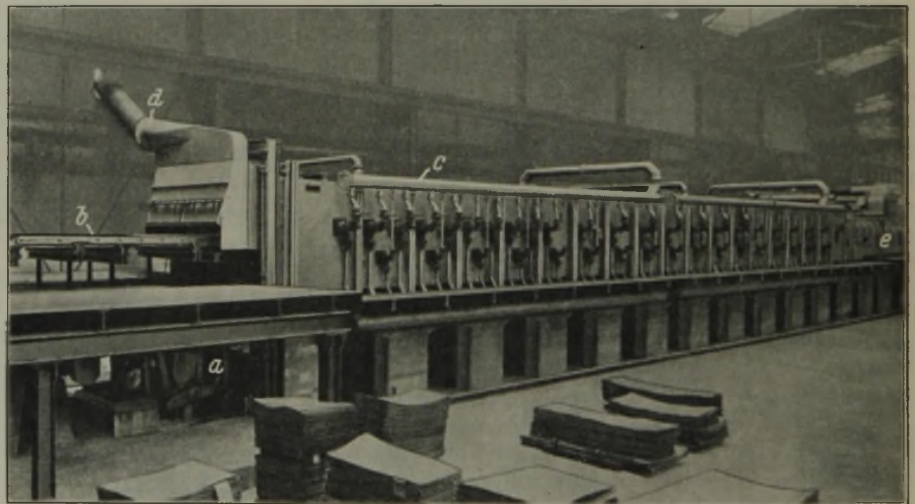


Abbildung 16. Bild eines Balkenherd-Durchlaufglühofens, Bauart Ofag. (Ofenlänge 35 m, Herdbreite im Lichten 2500 mm, Ofenleistung 250 t/24 h, Generatorgasbeheizung.)

a = Balkenherdantrieb d = Rauchgasabführung an der Eintrittstür
b = Aufgabebisch e = Kühlzone mit Luftkühlung
c = Gasleitung

gasgefeuerten Glühhauben sind deutsche Zahlen bis heute noch nicht bekannt.

Zusammenfassung.

Die seit 1930 in deutschen Feinblechwalzwerken in Betrieb genommenen Feinblech-Durchlaufglühöfen haben im Laufe dieser Zeit eine den deutschen Betriebsverhältnissen und -ansprüchen angepaßte Entwicklung durchgemacht, über deren heutigen Stand berichtet wurde. Als besondere Merkmale dieser Entwicklung sind zu nennen: das starke Vordringen des Balkenherdofens, die Herausschälung besonderer Glühverfahren für Kraftwagen-, Tiefzieh-, Weiß- und Handelsbleche, Steigerung der Ofenleistungen und bemerkenswerte Einzelheiten in der baulichen Entwicklung.

¹⁰⁾ Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 972/73.

¹¹⁾ E. Schmidt: Gas 7 (1935) S. 296/99.

Oertliche Martensitbildung bei Stahldraht.

Von Wilhelm Püngel in Dortmund.

[Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., in Dortmund.]

(Auftreten von Martensit an der Oberfläche von Stahldrähten im Betrieb und im Querschnitt bei der Herstellung von Schlifflen.)

Bei harten Stahldrähten findet man zuweilen auf der Oberfläche martensitische Stellen, über deren Ursache die Meinungen zum Teil heute noch auseinandergehen. So führte E. A. Atkins¹⁾ die Martensitbildung auf starke örtliche Erwärmung beim Drahtziehen mit nachfolgender rascher Abkühlung durch den Draht selbst zurück.

A. Pomp²⁾ stellte ebenfalls bei einer Untersuchung fest, daß diese Stellen nicht — wie ursprünglich vom Hersteller angenommen wurde — auf fremden angeschweißten Werkstoff zurückzuführen waren, sondern durch schroffes Abkühlen nach einer vorausgegangenen Erwärmung martensitisch geworden waren. Zur künstlichen Erzeugung derartiger Stellen wurde ein patentierter Stahldraht von 5 mm Dmr. mit 0,53 % C um die Scheibe einer Drehbank gelegt, die Scheibe in Drehung versetzt und kurze Zeit ein stumpfer Meißel gegen den Draht gedrückt. Dabei konnte ebenfalls eine Zone schwacher martensitischer Gefügeaus-

Im folgenden sind Untersuchungen wiedergegeben worden, bei denen ebenfalls an Drähten örtliche Martensitbildung festgestellt wurde und deren Entstehung im Betrieb einwandfrei geklärt werden konnte.

In dem einen Fall handelte es sich um ein Flachförderseil, das auf einer ausländischen Grube auf einer „Bobine“-Scheibe lief. Das Seil mußte frühzeitig abgelegt werden, da auf der ganzen Oberfläche zahlreiche Drahtbrüche auftraten, die mit mehr oder weniger starken Verschleißstellen zusammenfielen. An diesen Bruchstellen wurden bei schwacher Vergrößerung feine Querrisse in kurzen Abständen aufeinanderfolgend beobachtet (Abb. 1). An Stellen, an denen der Draht in den Seilverband hineinging, waren keine Querrisse zu finden. In Längsschlifflen wurde festgestellt, daß die Risse zunächst senkrecht von der verschlissenen Oberfläche in den Draht hineingingen und dann im Kern gewöhnlich im Winkel von 90° in Richtung der Längsachse des Drahtes abbogen.

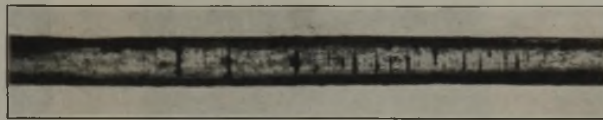


Abbildung 1. Draht mit Querrissen.



Abbildung 2. Draht mit martensitischer Randzone.



Abbildung 3. Gefüge aus Abb. 2, vergrößert.



Abbildung 4. Draht mit martensitischer Randzone.



Abbildung 5. Draht bei 350° angelassen.

bildung erzeugt und damit der Nachweis erbracht werden, daß derartige Gefügeveränderungen durch starke Reibung mit anschließender Luftabkühlung hervorgerufen werden können. Auch S. M. Dixon und M. A. Hogan³⁾ nehmen an, daß martensitische Stellen an der Oberfläche eines gebrauchten Seildrahtes dadurch entstanden, daß der Draht im Betrieb durch Reibung auf der Scheibe oder durch Schlagen gegen irgendeinen harten Gegenstand örtlich erhitzt und entweder durch den Drahtwerkstoff selbst oder durch Wasser beschleunigt abgekühlt wurde. Trotzdem begegnet man immer wieder der Meinung, daß diese martensitischen Stellen in Ungleichmäßigkeiten der chemischen Zusammensetzung des Stahles begründet seien.

Das Gefüge der Drähte war sorbitisch, wie es in bleipatentierten und dann gezogenen Drähten üblich ist. Die Randentkohlung war gering, beim Ätzen wurden die Außenzonen unmittelbar an der stark verschlissenen Stelle nicht angegriffen, sie blieben blank (Abb. 2 bis 4), zum Teil traten auch zwei helle Streifen auf, die durch einen mittleren dunklen Streifen getrennt waren. Durch Ankratzen mit einer Nadel wurden die sorbitische Grundmasse des Drahtes stark, die beiden hellen Zonen schwach angeritzt, diese waren also viel härter. Durch kurzes Anlassen bei 350° gingen die hellen Zonen in Troostit über (Abb. 5); sie bestanden also aus Martensit, d. h. sie waren durch örtliches Erhitzen und schnelles Abkühlen gehärtet. Von diesen spröden martensitischen Zonen sind dann Risse ausgegangen, die weiter in dem sorbitischen Draht ihre Fortsetzung fanden und zum Bruch führten. Die große Sprödigkeit der martensitischen Zonen ging auch daraus hervor, daß sie häufig beim Schleifen ausbrachen. Der an der verschlissenen Stelle

¹⁾ J. Iron Steel Inst. 115 (1927) S. 443/82; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1459/60.

²⁾ Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 16 (1934) S. 15/19; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 297.

³⁾ Safety in Mines Research Board Paper Nr. 92 (1936) S. 18.

martensitische Draht ließ auf der Gegenseite des gleichen Querschnittes keinerlei Härtererscheinungen erkennen, diese traten auch an keiner Stelle auf, an denen der Draht innerhalb des Seilverbandes lag, also keine Reibung usw. erleiden konnte. Da die Drähte verzinkt waren, hätte die Erhitzung im Zinkbad — auf etwa 450° — bei der Herstellung des Drahtes entstandenen Martensit wieder in Anlaßgefüge übergeführt.

Die gehärtete Außenzone kann daher nicht bereits im Draht als solchem vorgelegen haben. Es bleibt daher nur der Schluß, daß durch starkes Schleifen auf der Scheibe oder im Schacht Martensit entstanden ist. In der Tat ergab eine Besichtigung des Betriebes, daß infolge un-

In diesem Zusammenhang ist noch folgender Fall erwähnenswert. Von einer Stelle wurde Walzdraht mit etwa 0,6 % C beanstandet, da nach einer Gefügeprüfung „Einschlüsse aus Ferromangan“ harte Stellen im Draht hervorriefen, die den Draht für das anschließende Ziehen bzw. für den späteren Gebrauch ungeeignet machten. Abb. 6 bis 8 geben den Befund wieder. Nach Normalglühen war dieser Einschluß verschwunden, das Gefüge war im ganzen Querschnitt gleichmäßig. Auch die chemische Untersuchung ergab keinen Anhalt für eine ungleichmäßige Zusammensetzung des Drahtes an dieser Stelle. Es wurde daher vermutet, daß auch hier örtliche Martensitbildung, und zwar durch unzuweckmäßige Herstel-

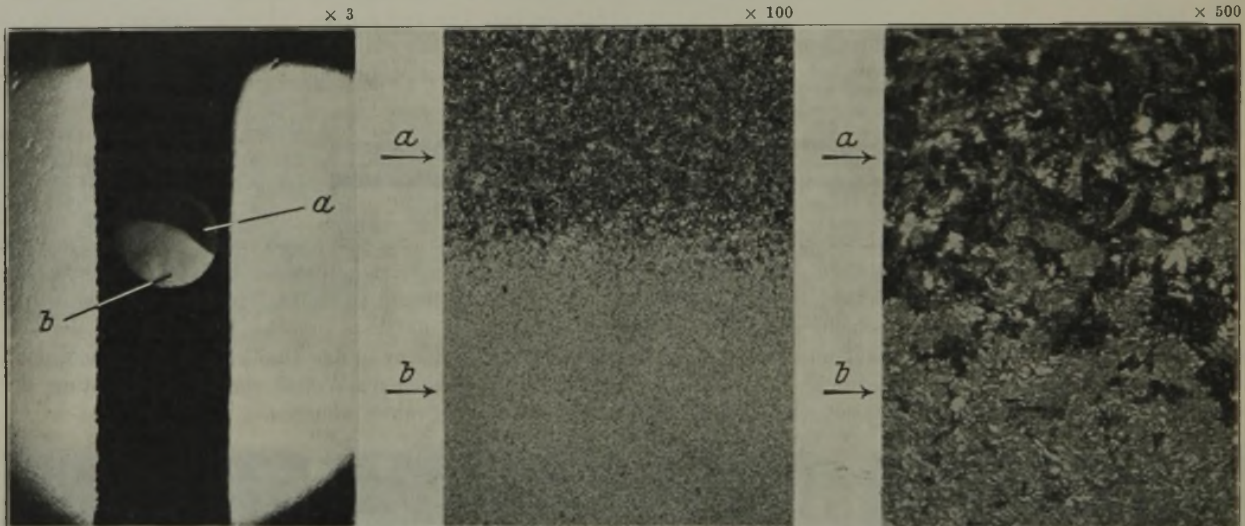


Abbildung 6. Drahtschliff mit ungleichmäßigem Gefüge.

Abb. 7.

Abbildung 7 und 8. Kleingefüge aus Abb. 6.

Abb. 8.

günstiger Schachtverhältnisse das Seil dauernd gegen die seitliche Schachtverstrebung aus Stahl anstieß. Für das Auftreten der dunklen Zwischenzone aus Sorbit in Abb. 2 und 3 sind zwei Ursachen möglich. Durch starkes örtliches Erhitzen an der in Frage kommenden Stelle wurde zunächst Martensit gebildet. Hierauf trat durch erneutes Anschlagen an irgendeinen Schachtteil abermals Erhitzen ein, wodurch zunächst die Außenschicht bis etwa zur Hälfte vollständig angelassen wurde. In diesem Fall ist langsame Abkühlung wahrscheinlich gewesen. Hierauf erfolgte ein erneutes Anschlagen, bei dem die Wärmeentwicklung nur bis zu einer geringen Tiefe ging und anschließend bei schneller Abkühlung wieder Martensit erzeugte. Eine weitere Erklärung wäre die, daß, nachdem bereits die erste breite Martensitzone vorgelegen hatte, eine erneute Erwärmung so gering war, daß sie nicht zum Anlassen der ganzen Martensitfläche ausreichte, sondern lediglich bis zur Mitte der ersten Martensitschicht ging. Durch schwaches Oberflächenabschrecken entstand hierauf wiederum die zweite Außen-Martensitschicht. Von den beiden Erklärungsmöglichkeiten hat allerdings die erste den größeren Anspruch auf Wahrscheinlichkeit.

lung des Schliffes eingetreten war. In der Tat gelang es, bei Walzdrähten und gezogenen Drähten verschiedenen Kohlenstoffgehaltes durch starkes Anpressen an die Schleifscheibe derart ausgebildeten Martensit zu erzeugen. Es genügt also bereits zu starkes Andrücken auf der Scheibe, um die Temperatur im Schliff auf über 700° zu steigern, wobei die Luftabkühlung und die Wärmeableitung durch den umliegenden Werkstoff ausreichen, um das Gefüge in Martensit zu verwandeln. Daß in der Tat an der Schleifstelle eines Stahlstückes derart hohe Temperaturen auftreten können, lassen die Untersuchungen von F. Roll⁴⁾ annehmen.

Zusammenfassung.

Das Auftreten von martensitischen Stellen an der Oberfläche von Stahlsträngen konnte auf örtliche Erwärmung durch Reiben und Schlagen an die Stahlverstreben im Schacht zurückgeführt werden. Es wurde ferner festgestellt, daß derartige durch Reibung erzeugter Martensit auch bereits bei einer unzuweckmäßigen Herstellung von Schliffen für die metallographische Untersuchung entstehen kann.

⁴⁾ Gießerei 23 (1936) S. 51.

Umschau.

Englische Forschungsarbeiten auf dem Gebiete der legierten Stähle.

Im Juni 1934 wurde das Alloy Steels Research Committee als Gemeinschaftsausschuß des Iron and Steel Industrial Research Council und des Iron and Steel Institute gegründet¹⁾.

¹⁾ First Report of the Alloy Steels Research Committee being a Report by a joint Committee of the Iron and Steel Institute and the British Iron and Steel Federation to the Iron and Steel Industrial Research Council (London: Iron and Steel Institute 1936). Special Report Nr. 14.

Zweck des Ausschusses ist die Organisation und geldliche Unterstützung von grundlegenden Untersuchungen über legierte Stähle; sie sollen der Sonderstähle erzeugenden Industrie sowohl neue Anregungen geben als auch die wissenschaftlichen Grundlagen für die Verarbeitung und Erzeugung ihrer Stähle vermitteln.

Die Mitglieder des Ausschusses sind nicht verpflichtet, eigene Untersuchungsergebnisse, die sie im Auftrage ihrer Werke ausführen, mitzuteilen, z. B. die Entwicklung neuer Stähle. Es ist jedoch selbstverständlich, daß durch gegenseitige Unterrichtung unnötige Arbeiten vermieden werden. Verantwortlich für die Ueberwachung der gesamten Forschung auf dem Gebiete

der legierten Stähle sind die obenerwähnten beiden Körperschaften. Die Beziehungen zur Industrie sind hergestellt durch die British Iron and Steel Federation und zum Department of Scientific and Industrial Research durch den Research Council. Der Ausschuß bemüht sich, Fühlung mit allen beteiligten Stellen zu nehmen. Die Zusammenarbeit mit der Metallurgy Research Board des Department of Scientific and Industrial Research wird schon dadurch sichergestellt, daß einige Ausschußmitglieder auch dieser Körperschaft angehören.

Die Ausführung der von dem Ausschuß vorgeschlagenen Arbeiten wird den verschiedenen Universitäten, wissenschaftlichen Forschungsanstalten, Regierungs- und Industrielaboratorien übertragen. An die Bewilligung der Geldmittel ist jedoch zunächst die Bedingung geknüpft, einen Bericht über den gegenwärtigen Stand der Erkenntnis über den Untersuchungsgegenstand sowie einen Versuchsplan einzureichen.

Zur Begrenzung des Arbeitsgebietes wurde der Begriff eines legierten Stahles folgendermaßen festgelegt: Stähle mit Gehalten bis zu 1,5 % Mn und 0,5 % Si werden als unlegiert angesehen, alle anderen als legiert.

Die Erörterungen über den Untersuchungsplan ergaben als vordringlichste Fragen folgende:

Thermische Analyse von Mehrstoffsystemen des Eisens.

1. Eisen-Nickel bis 50 % Ni.
2. Eisen-Nickel-Chrom und Eisen-Nickel-Chrom-Kohlenstoff bis 0,4 % C.
3. Eisen-Kobalt und Eisen-Kobalt-Kohlenstoff.
4. Eisen-Vanadin.
5. Eisen-Titan und Eisen-Titan-Kohlenstoff.
6. Eisen-Stickstoff.
7. Eisen-Molybdän.
8. Gleichgewichtsschaubilder hitzebeständiger Legierungen.
9. Nachprüfung aller Gleichgewichtsschaubilder von Legierungen des Eisens.
10. Beeinflussung des Umwandlungsgeschehens der Stahllegierungen durch verschiedene Ausgangstemperaturen und durch Spannungen.
11. Uebersicht über die bisher veröffentlichten Gleichgewichtsschaubilder der Eisenlegierungen.

Einfluß von Gasen auf legierte Stähle.

1. Wirkung von Stickstoff in Chromstählen.
2. Stickstoffgehalt und Alterungshärtung.
3. Einfluß von Stickstoff und Wasserstoff auf die Angreifbarkeit, Schmelzflüssigkeit, Korngröße, Diffusion des Kohlenstoffs u. a. m. sowie auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle.

Besondere Wirkung einzelner Legierungselemente.

1. Löslichkeit von Schwefel in Eisen bei Gegenwart von Kohlenstoff, Phosphor, Mangan, Chrom u. a. m.
2. Einfluß von Chrom auf die Herabsetzung der Phosphorbrüchigkeit.
3. Wirkung geringer Legierungsgehalte auf Verzunderung, Korrosion und Kornwachstum.
4. Einfluß der verschiedenen Legierungselemente auf die Schmelzflüssigkeit.

Erklärung der Abkühlungs- und Erhitzungsvorgänge sowie des Einflusses der Temperatur auf verschiedene Vorgänge.

1. Bestimmung der Gesetze, die die Wärmeaufnahme und -abgabe beherrschen und Bestimmung zahlenmäßiger Werte für die Wirkung der verschiedenen Abschreckmittel.
2. Einfluß von Uebertemperatur auf das Schmelzen von legiertem Stahl und der Wärmehaushalt der Oefen.
3. Beziehung zwischen der Brüchigkeit — verursacht durch längeres Erhitzen bei 450 bis 500° — und der Anlaßsprüchigkeit.
4. Einfluß des Vorerhitzens auf hohe Temperaturen vor dem Härten und Abschrecken.
5. Einfluß der Temperatur auf die Abnutzungseigenschaften einiger kennzeichnender Stähle.
6. Veränderung der Eigenschaften von Eisen und Stahl bei Temperaturen bis 350° in Zusammenhang mit Untersuchungen über die Wirkung überlagerter, hochfrequenter elektrischer, magnetischer oder auch mechanischer Schwingungen (siehe Arbeiten von Herbert, Macrome, Mahoux).
7. Diffusionsgeschwindigkeit der Elemente in den Stahllegierungen bei verschiedener Temperatur.

Festlegung von Kennwerten.

1. Bestimmung von physikalischen Kennzahlen, wie Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärme, Wärmehalte, Ausdehnungsbeiwerten, Umwandlungstemperaturen, magnetische Eigenschaften, elektrische Eigenschaften, Poissonsche Zahl, Reflexionsvermögen u. a. m.

2. Festlegung mechanischer Werte für Abnutzung, Ermüdung, Verformbarkeit, Wechselfestigkeit, Dämpfung, elastische Hysteresis, elastische Nachwirkung, Härte u. a. m.

Der größte Teil dieser Arbeiten ist bereits an die verschiedenen Versuchsanstalten vergeben worden. Abgeschlossene Berichte über die einzelnen Teilgebiete werden vom Iron and Steel Institute herausgegeben. Der erste Bericht liegt jetzt vor und soll im nachfolgenden besprochen werden.

Die Forschung auf dem Gebiete der legierten Stähle.

Im ersten Abschnitt gibt W. H. Hatfield²⁾ eine vollständige Uebersicht über Verfahren und Gegenstand der Untersuchung der legierten Stähle. Nach seiner Meinung wird der aufgestellte Untersuchungsplan des Ausschusses zweifellos dauernden Veränderungen unterworfen sein, je nachdem, welche Aufgaben gelöst werden und welche sich neu aus der technischen Entwicklung ergeben. Es lohnt deshalb sicher die Mühe, einmal die Möglichkeiten und Verfahren des gesamten Gebietes der Untersuchung der legierten Stähle zusammenzustellen, nach denen eine gemeinsame Arbeit an verschiedenen Stellen aufgenommen werden kann.

Ist ein neuer Stahl entwickelt und auf die bestmögliche Art hergestellt, so sollte an diesem eine große Zahl von Untersuchungen folgerichtig durchgeführt werden, etwa so, wie sie im folgenden zusammengestellt sind. Untersuchung der chemischen Zusammensetzung; Gefügeuntersuchung auf Grob- und Feinbau, Korngröße, Einschlüsse; physikalische Untersuchungen auf Schmelz- und Erstarrungstemperaturen, kritische Punkte, spezifisches Gewicht, spezifische Wärme, Wärmeleitfähigkeit, Wärmeausdehnung, elektrische Leitfähigkeit usw.; mechanische Untersuchungen bei Raumtemperatur auf Festigkeit, Härte, Kerbschlagzähigkeit, Verdrehung, Biegefestigkeit, Ermüdungsbereich, Verformbarkeit, Widerstand gegen Abnutzung; mechanische Untersuchung bei erhöhter und bei erniedrigter Temperatur; Korrosionsbeständigkeit; Einfluß verschiedener Wärmebehandlung auf die Eigenschaften nach und ohne vorherige Kaltbearbeitung; Versuche zur technischen Verarbeitbarkeit, wie Vergießen, Warm- und Kaltbearbeiten, Schweißen, Löten u. a. m. Aus der Art der verschiedenen Aufgaben ist leicht zu sehen, wie sie sich zweckmäßig auf die einzelnen Laboratorien verteilen, und welches dabei die Aufgabe des Research Committee ist.

Zur Durchführung gemeinsamer Untersuchungen wird es für notwendig angesehen, zunächst eine Reihe von Zusammenstellungen zu machen:

1. Zusammenstellung der in Frage kommenden Elemente mit ihren wichtigsten Eigenschaften.
2. Einfluß des Zusatzes dieser Elemente in den verschiedenen Anteilen auf Eisen.
3. Ordnung aller Legierungen, aus der man eine Vorstellung über die Zahl der für eine Untersuchung in Frage kommenden Systeme gewinnen kann.
4. Zusammenstellung der Systeme, die bereits bekannt sind, mit besonderer Berücksichtigung derjenigen, die einigermaßen vollständig untersucht sind.
5. Zusammenstellung der Legierungssysteme, die bis jetzt schon Stähle von wirtschaftlichem Wert ergeben haben.

Zu Punkt 1 sind weitgehend Unterlagen vorhanden. Zu Punkt 2 wird eine kurze Zusammenstellung kennzeichnender Beispiele gegeben. Grundlage hierfür ist eine Arbeit von F. Adcock und C. A. Bristow³⁾, in der allerdings der Einfluß der Korngröße nicht berücksichtigt ist. So zeigt handelsüblicher weicher Stahl mit 0,08 % C, 0,03 % Si und 0,38 % Mn eine Permeabilität von weniger als 6000 Gauß/Oersted gegen 30 000 bei reinem Eisen, eine Koerzitivkraft von 0,9 gegenüber 0,15 Gauß und eine Remanenz von 10 250 gegen 8500 Gauß. Bei einem Stahl mit 0,12 % C und 0,65 % Mn wächst der elektrische Widerstand von $9,8 \cdot 10^{-3}$ Ohm/cm auf $15 \cdot 10^{-3}$ Ohm/cm, die Fließgrenze von 11 auf 27,6 kg/mm² und die Zugfestigkeit von 26,8 auf 44,9 kg/mm². So tiefe Einwirkungen können also bereits die geringen Verunreinigungen haben, die während der Herstellung in den Stahl hineinkommen. Betrachtet man die Festigkeit bei erhöhter Temperatur, so kann durch Zufügen von 0,60 % Mo zu einem Stahl von 0,35 % C die Belastung von 7,1 auf 12,4 kg/mm² erhöht werden, die bei 500° eine Dehngeschwindigkeit von $1 \cdot 10^{-6}$ mm/h hervorruft. Will man eine ähnliche Festigkeit neben größtmöglichem Widerstand gegen Verzunderung erreichen, so legiert man etwa 0,60 % W und 0,60 % Ti zu einem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni. Die gleiche Dehngeschwindigkeit wie oben wird dann durch eine Belastung von 17,3 kg/mm² hervorgerufen gegenüber 9,8 kg/mm² bei dem reinen Chrom-Nickel-Stahl. Diese Beispiele sollen den tiefen Einfluß zeigen, den die verschiedenen

²⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 9/26.

³⁾ Proc. Roy. Soc., London, (A) 153 (1935) S. 172/200.

Elemente auf Eigenschaften und Aufbau des Eisens haben. Viele der erwähnten Legierungseigenschaften sind selbst heute noch völlig unerklärlich. Wann werden die systematischen Untersuchungen das erstrebenswerte Ziel erreichen, die wahrscheinlichen Eigenschaften einfacher wie auch komplexer Eisenlegierungen vorherzusagen?

Um einmal zusammenzustellen, welche Möglichkeiten des Legierens von Eisen es insgesamt gibt, werden zunächst die Elemente aufgezählt, die in der heutigen Legierungstechnik gebraucht werden. Als erstes selbstverständlich Kohlenstoff, dann Silizium und Mangan als Desoxydationsmittel und Legierungselemente, als Verunreinigungen Schwefel, Phosphor, Sauerstoff und Stickstoff. Zu diesen sieben Elementen kommen als wichtigste Legierungselemente noch Nickel, Chrom, Molybdän, Wolfram und Vanadin zur Herstellung von hochbeanspruchten Sonderstählen sowie Kobalt für Magnetstähle, Kupfer für witterungsbeständige Stähle und Aluminium für warmfeste Stähle.

Für eine Zusammenstellung der möglichen Zweistoff- bis Neunstoffsysteme mit Eisen werden insgesamt 49 Elemente berücksichtigt. So ergibt sich für die Dreistoffsysteme eine Zahl von 153, dagegen für die Neunstoffsysteme schon von 43 752. Diese Zahlen werden jedoch sofort wesentlich kleiner, berücksichtigt man bei der Zusammenstellung nur die Systeme, die bereits in irgendeiner Weise einmal untersucht worden sind, sei es auch nur auf ihre technische Verwendbarkeit. Von den Dreistoffsystemen bleiben danach nur 80 und von den neunfachen Systemen nur noch etwa 18 übrig. Wie sind nun in diesem unüberschaubaren Arbeitsgebiet Gesetzmäßigkeiten zu finden, die die Eigenschaften bei den verschiedenen Zusammenstellungen der Elemente beherrschen?

Die wissenschaftliche Metallkunde besteht erst wenige Jahrzehnte, und auch ihre Verfahren hatten sich erst nach und nach entwickelt. Die letzten großen Fortschritte brachten die Arbeiten W. L. Braggs⁴⁾ und seiner Mitarbeiter auf dem Gebiete der Röntgenstrahlenuntersuchung, und es scheint allgemein so zu sein, daß die Erweiterung der Kenntnisse von den Grundgesetzen in der Metallkunde von den Physikern erwartet werden muß. Das zeigen auch die Arbeiten von W. Hume-Rothery⁵⁾, die den Einfluß der Wertigkeitsverhältnisse auf die Gestalt der Zustandsschaubilder zum Gegenstand haben.

Vom Verstehen der Linien eines Gleichgewichtsschaubildes bis zum Verstehen des Verhaltens einer besonderen Legierung ist jedoch noch ein weiter Weg, um so mehr, als die meisten technischen Legierungen sich keineswegs in einem Gleichgewichtszustand befinden. Abgesehen davon entspricht auch ein sogenanntes Gleichgewichtsschaubild in den meisten Fällen keineswegs seinem Namen, da die meist benutzten Versuchsbedingungen eine Gleichgewichtseinstellung gar nicht zulassen.

Die mathematischen Ueberlegungen zur Zahl der Legierungen, die auch in vielen Uebersichtstabellen dargestellt sind, zeigen deutlich, wie mengenmäßig gering die Kenntnis vom Gesamtbild der legierten Stähle heute noch ist. Demgegenüber darf man jedoch nicht vergessen, wie erstaunlich folgerichtig, auch von dem heutigen Standpunkt aus gesehen, die Entwicklung der Eisenlegierungen vor sich gegangen ist. Dies berechtigt in etwa auch zu der Voraussage, daß künftige Forschungen kaum Entdeckungen zur Folge haben werden, die mit denen der letzten 15 Jahre vergleichbar wären. Die künftige Entwicklung wird sich im gegebenen Rahmen in der Richtung auf eine weitere Herausarbeitung von Sonderstählen entwickeln. Es ist jedoch anzunehmen, daß den Untersuchenden auch hier noch allerhand angenehme Ueberraschungen trösten werden.

In einem weiteren Abschnitt gibt L. Rotherham⁶⁾ eine Zusammenfassung von drei Vorlesungen Professor W. L. Braggs⁷⁾ über die

Atomanordnungen in den Legierungen.

Es ist bekannt, welche Möglichkeiten die Röntgenuntersuchung der Metallkunde für die Aufstellung ihrer Zustandsschaubilder eröffnet hat und welche noch mit der Anwendung einer leistungsfähigen Hochtemperaturkamera zu erwarten sind. Im ersten Teil der Zusammenstellung wird lediglich das gebräuchliche Pulververfahren mit monochromatischer Strahlung, seine Genauigkeit und die Vermeidung von Fehlerquellen erörtert. Es werden die Gesichtspunkte für die Wahl der geeigneten Anoden und Filter erwähnt sowie die Wirkung eines

Schirmes zwischen Legierungsprobe und Film zur Vermeidung von Untergrundschwärzungen.

Der zweite Teil beschäftigt sich mit den Gitterformen von Metallegierungen, die allgemein als Verzerrungen der einfachen Gitter reiner Metalle angesehen werden. Besonders wird eine einfache Form einer Gitterumwandlung behandelt, nämlich der Uebergang von einem geordneten zu einem ungeordneten Gitter. Als Beispiel dienen die Eisen-Aluminium-Legierungen mit ihren verbindungsähnlichen Kristallarten Fe₃Al und FeAl⁸⁾. Hieran wird auch die Wirkung des Abschreckens und Anlassens auf das Gitter gezeigt. Die Bedeutung der Untersuchung dieser einfachen Umwandlung liegt darin, daß es hier möglich ist, den Vorgang mathematisch zu erfassen. So ergeben thermodynamische Rechnungen weitgehende Aussagen über die Natur dieser Umwandlung und die Beständigkeit der dabei entstehenden Kristallarten.

Als Ergebnis dieser Rechnungen wird u. a. der sehr enge Zusammenhang zwischen der inneren Energie der Legierungen und dem Grad der Ordnung bzw. der Unordnung ihrer Gitter angeführt. Bethe untersuchte diese Frage mit statistischen Verfahren. Außerordentlich stark ist der Einfluß der Atomanordnung auf die physikalischen Eigenschaften der Legierungen, so besonders auf den Wärmeinhalt, wie auch auf ihre magnetischen und elektrischen Eigenschaften. Zum Schluß wird noch eine kurze Beschreibung der Theorie von H. Jones⁹⁾ gegeben, nach der eine Anordnung der Legierungsatome die Gitterform bestimmt, in der die Valenzelektronen die geringste innere Energie haben.

Die Wärmebehandlung des Stahles.

Eine Forschungsaufgabe, die das Research Committee bereits in einer seiner ersten Sitzungen als wichtig festgelegt hatte, war die Bestimmung der Gesetze, die die Wärmeaufnahme und -abgabe während des Erhitzens und Abkühlens beherrschen sowie die Ermittlung von Zahlenwerten für die Wirkung der verschiedenen Abschreckmittel. Es stellte sich bald heraus, daß die sehr umfangreichen Arbeiten hierzu am besten von einem besonderen Unterausschuß in Angriff genommen werden. So wurde der Unterausschuß A, Wärmebehandlung, gegründet mit dem besonderen Auftrag, die Untersuchungen nicht nur theoretisch zu führen, sondern so, daß sie zum unmittelbaren praktischen Nutzen der Industrie dienen.

Voraussetzung, auch für das praktische Arbeiten, war zunächst die Festlegung der notwendigen physikalischen Kennwerte wie der spezifischen Wärme und Umwandlungswärme, der Wärmeleitfähigkeit, des Ausdehnungsbeiwertes, des spezifischen Gewichtes und der magnetischen Umwandlungspunkte. Diese Bestimmungen werden in Zusammenarbeit mit dem National Physical Laboratory an 24 handelsüblichen Stählen für verschiedene Verwendungszwecke durchgeführt, die in entsprechender Menge von den einzelnen Werken zur Verfügung gestellt werden. Die Untersuchungen erstreckten sich sowohl auf einen normalgeglühten Ausgangszustand als auch auf den Zustand nach einer Kalt- oder Warmverformung und nach dem Abschrecken. Ebenso sollen die Abschreckmittel sowohl vor dem Gebrauch als auch nach einer gewissen Gebrauchszeit untersucht werden.

Um unnütze Arbeiten zu vermeiden, war es notwendig, das bereits über diese Frage Bekannte in Form von Bibliographien zusammenzustellen. Es liegen vor vom Iron and Steel Institute eine Bibliographie über physikalische Kennwerte von Eisen und Stahl¹⁰⁾ und von W. J. Dawson¹¹⁾ eine Schrifttumszusammenstellung über den Wärmefluß während des Erhitzens und Abkühlens mit besonderer Berücksichtigung von Eisen und Stahl. Zwei weitere Uebersichten von Mitgliedern des Unterausschusses sind in dem vorliegenden Bericht veröffentlicht. *Adolf Rose.*

Mit

Temperaturverteilung und Spannungszustand beim Erwärmen von Stahlkörpern

beschäftigt sich G. Stanfield¹²⁾ mit dem Ziele, die zulässige größte Erwärmungsgeschwindigkeit zu berechnen.

Einleitend bespricht er die Temperaturverteilung, die durch die Wärmeleitgleichung

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = a \cdot \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2}$$

⁸⁾ Vgl. J. Iron Steel Inst. 125 (1932) S. 339/61; 134 (1935) S. 225/47. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 833/34; 55 (1935) S. 968/69.

⁹⁾ Proc. Roy. Soc., London, Ser. A, 144 (1934) S. 225/34.

¹⁰⁾ Bibliography on Certain Physical Constants of Iron and Steel: Bibliographical Series Nr. 2 of the Iron and Steel Institute 1936.

¹¹⁾ Noch nicht veröffentlicht.

¹²⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 129/47.

⁴⁾ Vgl. X-Rays and Cristal Structure, 4. Aufl. (London: G. Bell & Sons, Ltd., 1924.)

⁵⁾ Philos. Trans. 233 (A) (1934) S. 1/97; „The Structure of Metals and Alloys“ (London: Institute of Metals 1936).

⁶⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 27/37.

⁷⁾ J. Inst. Met. 56 (1935) S. 275/99.

gegeben wird, und weist auf den Einfluß der Wärmeübergangszahl, der Wärmeleitzahl, der Wärمدauer und der Wärmgutform auf den Temperaturverlauf durch Beispiele versuchsmäßiger und rechnerischer Art hin.

Die Grundlage für die Betrachtung der Wärmespannungen geben folgende Ueberlegungen. In zwei ähnlich geformten, aber verschieden großen Körpern treten gleiche Wärmespannungen auf, wenn die Temperaturen gleich hoch sind und der Temperaturverlauf in beiden Körpern ähnlich ist. Vergleicht man zwei ähnliche Zylinder a und b mit den Durchmessern d_a und d_b , so ist der Temperaturverlauf in ihnen ähnlich, wenn das Temperaturgefälle an jedem Punkte des Durchmessers umgekehrt verhältnismäßig dem Durchmesser ist. Da das Temperaturgefälle der Heizflächenleistung q ($\text{kcal/m}^2 \text{ h}$) verhältnismäßig ist, so muß sein

$$\frac{q_a}{q_b} = \frac{d_b}{d_a}$$

Wenn nun auch die Durchschnittstemperaturen gleich sein sollen, so muß das Verhältnis von Wärmezufuhr und Blockgewicht für die verglichenen Zylinder gleich sein. Die Wärmezufuhr ist durch Heizflächenleistung und Oberfläche gegeben. Um einen ähnlichen Temperaturverlauf zu erhalten, soll die Heizflächenleistung dem Durchmesser umgekehrt verhältnismäßig sein. Die Heizflächen-größe entspricht d^2 , das Gewicht d^3 . Unter Berücksichtigung dieser Verhältnisse ergibt sich, daß man einen ähnlichen Temperaturverlauf bei gleicher Temperaturhöhe dann erhält, wenn die Wärmezufuhr dem Quadrat der Durchmesser umgekehrt verhältnismäßig ist. Die Beweisführung für diesen Satz ist ohne eingehende mathematische Untersuchung nicht zu beurteilen. Es scheint, daß seine Richtigkeit nur für den von Stanfield vorausgesetzten Fall gilt, daß der Heizvorgang so geleitet wird, daß die Oberflächentemperatur einen zeitlich gleichbleibenden Anstieg erfährt.

Stanfield betrachtet dann den Spannungsabfall in einem Zylinder und wendet eine von E. D. Williamson angegebene Beziehung für die Größe der Axialspannung an; diese wird durch den Temperaturunterschied hervorgerufen, der ebenfalls unter der Voraussetzung eines zeitlich gleichbleibenden Temperaturanstieges an der Oberfläche abgeleitet ist. Er setzt ferner die zulässige größte Spannung mit rd. 30 kg/mm^2 ein. Dadurch ergibt sich als kürzeste Wärمدauer (in h)

$$t_1 = \left(\frac{d}{41} \right)^2,$$

wenn d in cm gerechnet wird. Diese Beziehung gilt für die Erwärmung bis 550° Oberflächentemperatur. In diesem Bereich hält Stanfield die Wärmespannungen für gefährlich. Für die weitere Erwärmung kann die Rücksicht auf die Wärmespannungen wefallen. Bis zu etwa 1250° Oberflächentemperatur wird die Wärمدauer lediglich durch die Wärmeübertragung bestimmt. Die Wärمدauer ist dann dem Durchmesser verhältnismäßig. Aus dem Vergleich anderer Arbeiten ergibt sich, daß die erforderliche Wärمدauer dieses Temperaturabschnittes

$$t_2 = \frac{d}{20}$$

Eine dritte Wärmzeit ergibt die Ausgleichsdauer. Ist ein Temperaturunterschied von $\frac{1}{4}\%$ der Endtemperatur (d. i. 3° bei 1250°) zulässig, so ist die Dauer der Ausgleichszeit

$$t_3 = \left(\frac{d}{43} \right)^2$$

Die Gesamtdauer für die Erwärmung auf 1250° ist also

$$t = \left(\frac{d}{41} \right)^2 + \frac{d}{20} + \left(\frac{d}{43} \right)^2$$

Für eine Erwärmung auf 850° oder 650° ist der zweite Bruch $d/50$ oder $d/115$. Begnügt man sich mit einem Ausgleich auf 1% der Endtemperatur, so ist der dritte Bruch $(d/51)^2$.

Das Ergebnis dieser Rechnung findet Stanfield beim Vergleich der von einigen Werken angewandten Wärمدauer für Blöcke von 500 bis 1500 mm Dmr. bestätigt. Die Ableitung dieser Beziehungen durch gedankliche Erwägungen und mit Formeln, die in fertiger Form vorgelegt sind, erschwert ihre Beurteilung. Sie gelten jedenfalls nur für Zylinder, die von allen Seiten und so beheizt werden, daß die Oberflächentemperatur gleichmäßig ansteigt. Die zulässige Spannung ist mit 30 kg/mm^2 angenommen worden.

T. F. Russell¹³⁾ leitet in seinen

Mathematischen Betrachtungen über die Erwärmung und Abkühlung von Stahl

in üblicher Weise die Temperaturverteilung mit Hilfe der Wärmeleitgleichung ab. Er wählt dreierlei Arten der Grenzbedingungen, nämlich

¹³⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 149/87.

1. die Wärmeübergangszahl,
2. den zeitlich gleichmäßigen Anstieg der Oberflächentemperatur und
3. die gleichbleibende Heizflächenbelastung.

Da diese Beziehungen im großen und ganzen hier schon mehrfach behandelt worden sind¹⁴⁾, erübrigt sich ein Eingehen auf diese Arbeit.

Werner Heiligenstaedt.

In einer Reihe von Arbeiten werden die Zustandsschaubilder verschiedener Zwei- und Mehrstoffsysteme beschrieben und in einigen Fällen auch die aus diesen Schaubildern erkennbaren oder vorauszusagenden Eigenschaften der Legierungen besprochen.

An den Anfang seines Berichtes über

Legierungen aus Eisen, Chrom und Kohlenstoff!

stellt J. H. G. Monypenny¹⁵⁾ eine ausführliche Beschreibung über die geschichtliche Entwicklung in der Erforschung des Zustandsschaubildes Eisen-Chrom, das eines der Randsysteme im Dreistoffsystem Eisen-Chrom-Kohlenstoff bildet. Von allen bekannten Zustandsschaubildern soll das in Abb. 1 wieder-gegebene Schaubild nach F. Adcock¹⁶⁾ nach dem heutigen Stande der Kenntnis die Gleichgewichtsverhältnisse im System Eisen-Chrom am zuverlässigsten beschreiben. Das Schaubild sagt nichts aus über die nur im festen Zustande bis etwa 900° beständige Verbindung FeCr , deren Vorhandensein heute unmöglich mehr bestritten werden kann.

Im System Eisen-Chrom-Kohlenstoff ist über die Gestalt der Liquidus- und Solidusfläche wegen der fehlenden technischen Bedeutung wenig bekannt. Bei weit-ergrößere Beachtung schenkte man von jeher den Umwandlungen im festen Zustande. Ein Hauptmerkmal der Chromstähle ist ihre Umwandlungs-trägheit. Man beobachtet daher bei den Haltepunktsbestimmungen von Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Legierungen

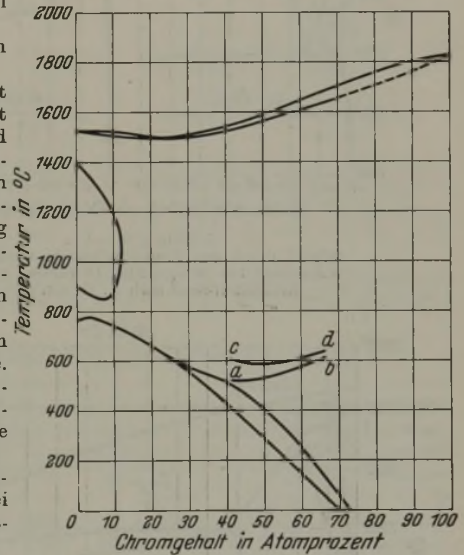


Abbildung 1. Zustandsschaubild des Systems Eisen-Chrom nach F. Adcock.

namentlich bei solchen mit höherem Chromgehalt eine nicht un-wesentliche Ueberhitzung der Umsetzung $\gamma + \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightleftharpoons \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ und beim Abkühlen eine entsprechende Unterkühlung. Viele Forscher haben die Temperaturlage der Vierphasenebene zu bestimmen versucht. Die im Schrifttum angegebenen Werte liegen zwischen 765 und 830° . Diese Unterschiede werden nicht nur durch verschiedene Versuchsbedingungen hervorgerufen, sondern zum Teil auch durch Verunreinigungen. Silizium und Aluminium erhöhen die Temperatur der Vierphasenebene, während Nickel sie erniedrigt. Die aus Abkühlungskurven erhaltenen Werte für die Temperaturlage der Vierphasenebene streuen noch stärker.

Im übrigen lassen sich die unterschiedlichen Auf-fassungen über den Aufbau der Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Legierungen ganz allgemein am besten aus einem Vergleich einiger Schnittschaubilder für Stähle mit 12 und 20% Cr ersehen. Abb. 2 und 3 sind im Bericht von Monypenny wiedergegeben, Abb. 4 und 5 sind der Arbeit über das System Eisen-Chrom-Kohlenstoff-Zementit von W. Tofaute, C. Küttner und A. Büttinghaus¹⁷⁾ entnommen. Zwischen den Schaubildern,

¹⁴⁾ A. Schack: Arch. Eisenhüttenwes. 1 (1927/28) S. 357/70, Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1289/97; A. Schack u. E. Auhagen: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) S. 469/74; E. Helweg: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 293/300; W. Heiligenstaedt: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 103/12.

¹⁵⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 39/61.

¹⁶⁾ J. Iron Steel Inst. 124 (1931) S. 99/149; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1577/78.

¹⁷⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) S. 607/17 (Werkstoff-aussch. 343).

die für Stähle mit 12 % Cr gelten (Abb. 2 und 4), besteht weitgehende Übereinstimmung in der größten Löslichkeit von Ferrit und Austenit für Kohlenstoff und im Kohlenstoffgehalt des tiefsten Punktes im γ -Gebiet (rd. 0,3 % C), den Monypenny fälschlicherweise als Perlitpunkt bezeichnet. Das γ -Gebiet berührt in Abb. 2 nur noch in einem Punkte bei etwa 1000° die Temperaturachse, d. h. im Zweistoffsystem Eisen-Chrom ist die

entstanden denken. Die Abb. 3 und 5 weichen erheblich voneinander ab, obgleich beide für Stähle mit 20 % Cr gelten. Nach Tofaute (Abb. 5) wird der γ -Raum bei diesem Chromgehalt nicht mehr geschnitten. Monypenny verneint das Vorhandensein von Dreiphasengebieten, sagt jedoch am Ende seines Berichtes, daß in allen Stählen mit mehr als 12 % Cr ein bis zum Schmelzen der metallischen Grundmasse unlösliches Karbid aufträte, das nur

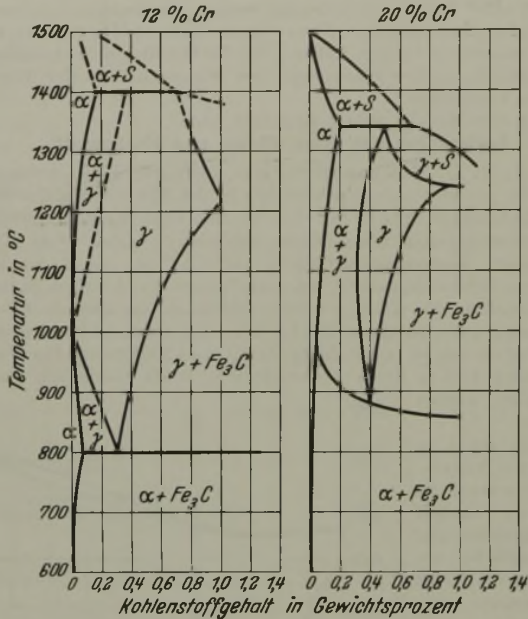


Abbildung 2 und 3. Schnitt durch das Zustandsschaubild Eisen-Chrom-Kohlenstoff bei 12 und 20% Cr parallel der Eisen-Kohlenstoff-Seite nach G. H. Monypenny.

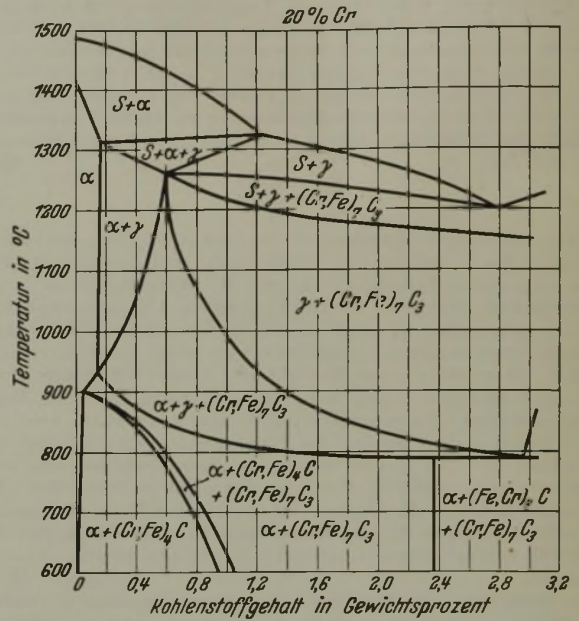


Abbildung 5. Schnitt durch das Zustandsschaubild Eisen-Chrom-Kohlenstoff bei 20% Cr parallel der Seite Eisen-Kohlenstoff nach W. Tofaute, C. Küttner und A. Büttinghaus.

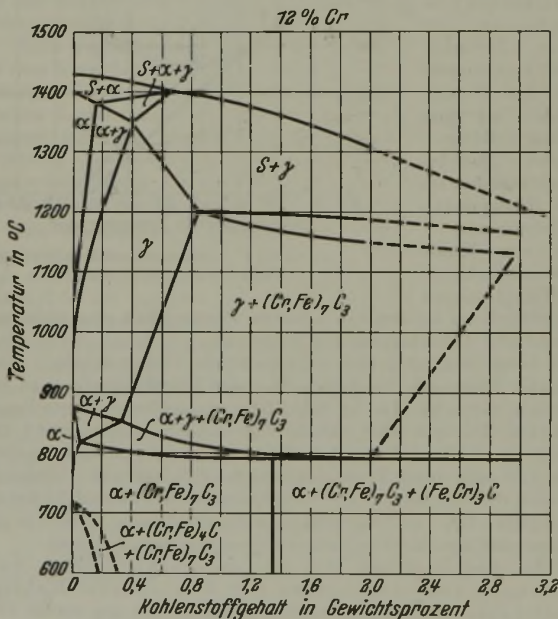


Abbildung 4. Schnitt durch das Zustandsschaubild Eisen-Chrom-Kohlenstoff bei 12% Cr parallel der Seite Eisen-Kohlenstoff nach W. Tofaute, C. Küttner und A. Büttinghaus.

größte Löslichkeit des γ -Eisens für Chrom gerade bei 12 % Cr erreicht. Tofaute und Mitarbeiter haben eine größere Löslichkeit gefunden, dementsprechend wird in ihrem Schaubild das γ -Feld über den Bereich von 875 bis 975° von der Temperaturachse begrenzt. Am auffallendsten ist in Abb. 4 das Auftreten von Dreiphasengebieten. In der Annahme von Dreiphasenräumen im Raumschaubild des Dreistoffsystems liegt der Hauptunterschied zu der Ansicht von Monypenny und auch anderen Forschern, die sich das Dreistoffschaubild Eisen-Chrom-Kohlenstoff einfach durch Verschiebung des Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes in Richtung der Chromecke unter stetiger, dem Chromgehalt entsprechender Erweiterung oder Verengung der einzelnen Zustandsfelder

in den rein ferritischen Stählen fehle. Diese Ansicht wird wohl ebensowenig wie die frühere Angabe über das Fehlen jeglicher Dreiphasenräume zutreffen. In der Beurteilung der Gleichgewichtsverhältnisse im Zustandsschaubild Eisen-Chrom-Kohlenstoff ist daher der Anschauung von Tofaute, Küttner und Büttinghaus der Vorzug zu geben.

Die hervorragende technische Bedeutung der

Eisen-Nickel-Legierungen,

über die C. H. Desch¹⁸⁾ berichtet, kommt nicht zuletzt auch dadurch zum Ausdruck, daß man der Erforschung ihrer sehr mannigfaltigen physikalischen Eigenschaften seit langem größte Beachtung zugewendet hat.

Dementsprechend sind im Laufe der Zeit viele verschiedene Zustandschaubilder für das System Eisen-Nickel in Vorschlag gebracht worden. Als gesichert darf man heute den oberhalb 900° gelegenen Teil des Zustandschaubildes annehmen (Abb. 6). Unterhalb der A_2 -Umwandlung sind sowohl Abb. 6 als auch andere Zustandschaubilder des Systems Eisen-Nickel mit der Phasenlehre in Widerspruch. In unzulässiger Weise sind Gleichgewichtslinien der magnetischen Umwandlung und Phasengrenzen miteinander verbunden. Das Zustandsschaubild ist also immer noch unvollständig bekannt¹⁹⁾, besonders infolge der großen Schwierigkeit, selbst dann Gleichgewichtseinstellung zu erreichen, wenn die Proben lange Zeit angelassen werden.

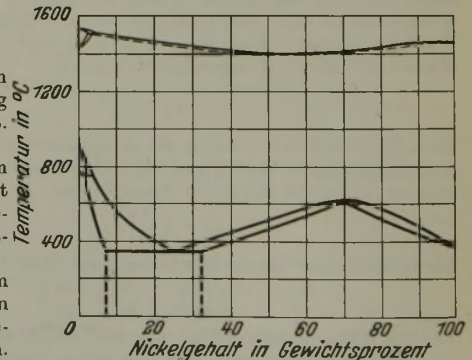


Abbildung 6. Zustandsschaubild des Systems Eisen-Nickel nach J. Hanson und J. R. Freeman. [J. Iron Steel Inst. 107 (1923) S. 301/21; vgl. Stahl u. Eisen 43 (1923) S. 1082.]

¹⁸⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 63/83.
¹⁹⁾ Vgl. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) S. 163/66.

Besonders bemerkenswert ist, daß sich Legierungen mit weniger als ungefähr 40 % Ni ganz anders verhalten als solche mit höheren Nickelgehalten. Bei den ersten vollziehen sich die Schrumpfung beim Erhitzen und die Ausdehnung beim Abkühlen ebenso wie die magnetische Umwandlung niemals bei derselben Temperatur, sondern es tritt stets, selbst bei noch so langsamer Temperaturänderung, eine deutliche Verzögerung auf. Sinngemäß bezeichnet man diese Legierungen als „irreversibel“. Die Grenze zu den reversiblen, nickelreicheren Legierungen liegt bei 36 % Ni. Hier verschwindet die Verzögerung. Das Merkmal einer Grenzzusammensetzung wird noch dadurch verschärft, daß eine Legierung mit genau 36 % Ni (Invar) einen verschwindend kleinen Ausdehnungsbeiwert hat, während die Nachbarlegierungen wieder eine übliche Wärmeausdehnung aufweisen. Im Gebiet der reversiblen Legierungen ist der Höchstpunkt der Gleichgewichtslinien im festen Zustande bei etwa 70 % Ni auffallend; er deutet auf eine Verbindung der Zusammensetzung FeNi₂ hin, die sich erst im festen Zustande bildet. Aus Messungen der magnetischen Permeabilität, der Härte und des elektrischen Widerstandes unter verschiedenen Abkühlungsbedingungen konnte außerdem auf das Vorhandensein einer Verbindung FeNi₃ geschlossen werden. Das Zweiphasengebiet zwischen etwa 7 und 33 % Ni bestätigt C. Benedicks²⁰) sowohl durch röntgenographische Untersuchungen als auch durch Widerstandsmessungen. Der mikroskopische Nachweis der Heterogenität ist hier schwierig zu erbringen, da das Gefüge offenbar aus einer sehr feinen Verteilung der einen Phase in der anderen besteht.

Austenitische Eisen-Nickel-Legierungen werden durch Abschrecken in flüssiger Luft magnetisch und zeigen nach dem Aetzen martensitisches Gefüge. Durch nachträgliches Anlassen vollzieht sich die Umwandlung zu γ -Kristallen nur äußerst träge.

Schließlich verdienen die Eisen-Nickel-Legierungen wegen ihrer besonderen magnetischen Eigenschaften noch größte Beachtung.

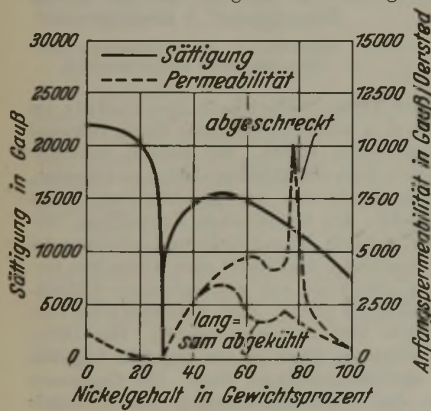


Abbildung 7. Magnetische Eigenschaften der Eisen-Nickel-Legierungen.

schrecken aus dem Temperaturbereich von 400 bis 600° eine Permeabilität von 10 000 Gauß/Oersted besitzt. Diese Permeabilität wird von keiner anderen Eisen-Nickel-Legierung auch nur annähernd erreicht. Die magnetische Hysterisis ist bei dieser Zusammensetzung am geringsten. Vielleicht werden diese auffallenden Eigenschaften durch den Uebergang eines geordneten Atomzustandes in einen ungeordneten bedingt. Sobald kleine Mengen von Verunreinigungen in der Legierung zugegen sind, sinkt die Permeabilität rasch ab.

J. H. Andrew und C. G. Nicholson²¹) haben das System Eisen-Kobalt

erneut nach thermoanalytischen und mikrographischen Verfahren untersucht. Die Ergebnisse sind in Abb. 8 zu einem Zustandsschaubild zusammengestellt. Danach scheiden sich aus Schmelzen mit niedrigen Kobaltgehalten primär δ -Mischkristalle aus. Bei 1505° findet eine peritektische Umsetzung zwischen δ -Mischkristallen und Schmelze unter Bildung von γ -Mischkristallen statt. Liquidus- und Soliduskurve des (δ + Schmelze)-Gebietes sind mit ziemlicher Sicherheit bekannt, während ihr Verlauf zwischen dem Kobaltschmelzpunkt und der peritektischen Geraden nur mit Annäherung bestimmt werden konnte. Im letztgenannten Gebiet liegen beide Kurven sehr nahe beieinander und berühren sich in einem Tiefwert bei 50 % Co.

²⁰) Nature 120 (1926) S. 842.

²¹) First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 93/96.

Das System Eisen-Kobalt zeichnet sich durch ein offenes γ -Feld aus, das im Bereich hoher Kobaltgehalte (oberhalb 82 % Co) sogar bis Raumtemperatur herabreicht. Die $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -Umwandlung verläuft mit verhältnismäßig kleiner Hysterisis, wovon die gegenseitige Nähe der Kurven a und c Zeugnis gibt. Ueber die Ausdehnung des ($\alpha + \gamma$)-Gebietes in Richtung der Temperaturachse ist nichts Genaueres bekannt. Man hat sowohl auf Abkühlungskurven als auch auf Erhitzungskurven stets nur eine Unstetigkeit feststellen können, und nur Legierungen mit genau 50% Co ließen zwei Knickpunkte bei 952 und 919° erkennen. Auffallenderweise liegt bei dieser Zusammensetzung gerade der Höchstpunkt der $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -Umwandlungskurve und der Tiefpunkt der Liquiduskurve. Zwischen 65 und 82 % Co wurde der Verlauf der $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -Umwandlungslinie aus dem Gefüge von verschiedenen Temperaturen abgeschreckter Proben ermittelt.

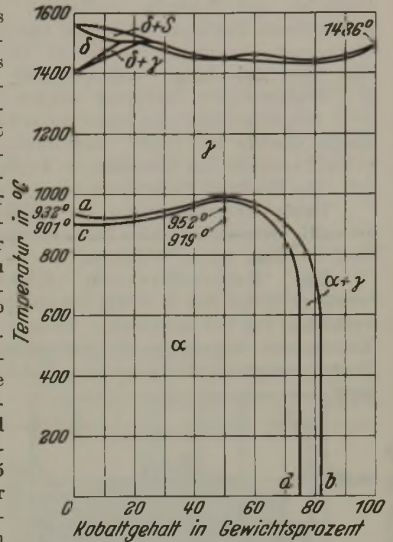


Abbildung 8. Zustandsschaubild des Zweistoffsystems Eisen-Kobalt.

Das flächenzentrierte kubische Gitter des Kobalts geht während des Abkühlens bei 403° in die hexagonale Kugelpackung über. Durch Zusatz von Eisen wird diese Umwandlung schnell erniedrigt, denn in einer Legierung mit 5 % Fe und 95 % Co findet sie bereits bei 0° statt.

In den letzten Jahren hat Kupfer für die Stahllegierung eine so vielseitige Verwendung gefunden, daß eine genaue Kenntnis über das

Zustandsschaubild Eisen-Kupfer-Kohlenstoff

unbedingt erforderlich ist.

W. R. Maddocks und G. E. Claussen²²) hielten mit Recht die Richtigkeit bisher vorliegender Mitteilungen über das Zustandsschaubild Eisen-Kupfer für fragwürdig. Sie prüften

es daher erneut nach thermoanalytischen und mikrographischen Verfahren, beschränkten sich aber zunächst auf eine Untersuchung des Gebietes zwischen 1100 und 1570°. Die Ergebnisse lassen sich am einfachsten aus Abb. 9 ersehen. Verglichen mit früher veröffentlichten Zustandsschaubildern²³) fällt besonders das Fehlen der Mischungslücke im flüssigen Zustande auf. Aber gerade den Nachweis völliger Mischbarkeit im Schmelzgebiet ließen Maddocks und Claussen sich besonders angelegen sein. Zu diesem Zweck wurden Legierungen mit Kupfergehalten zwischen 30 und 70 % Cu bis auf 1570° erhitzt, also bis zu einer Temperatur, bei der nach Angabe anderer Forscher zwei Schmelzen beständig sein sollen. Nach 30 bis 60 min langem Halten erfolgte mehr oder weniger schnelle Abkühlung. In den erstarrten Schmelzen ließ sich jedoch niemals unabhängig von der Erstarrungsgeschwindigkeit weder durch Makro- noch durch Mikrountersuchungen Schichtenbildung oder die Entstehung von kugelförmigen Körnern nachweisen. Das

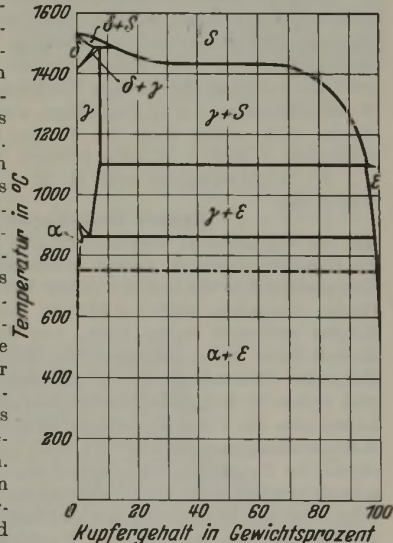


Abbildung 9. Zustandsschaubild des Systems Eisen-Kupfer.

²²) First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 97/116;

²³) R. Ruer und K. Fick: Ferrum 11 (1914) S. 39; R. Ruer und F. Goerens: Ferrum 14 (1916/17) S. 49.

Ausbleiben der wichtigsten Erkennungsmerkmale für Schichtenbildung im flüssigen Zustande gestattet daher anzunehmen, daß Kupfer und Eisen in jeder beliebigen Zusammensetzung nur eine flüssige Phase bilden.

Dementsprechend ist in *Abb. 9* nur ein Gebiet mit γ -Mischkristallen und Schmelze vorhanden. Seine Grenze gegen das austenitische Zustandsfeld konnte sehr zuverlässig einerseits durch Gefügeuntersuchungen, andererseits aus Haltezeitbeobachtungen der sich bei 1484° vollziehenden peritektischen Reaktion $\delta + \text{Schmelze} \rightleftharpoons \gamma$ bestimmt werden. Die untere Grenze des ($\gamma + \text{Schmelze}$)-Gebietes bildet die seit langem bekannte peritektische Gerade bei 1094°. Bei dieser Temperatur setzen sich γ -Mischkristalle mit Schmelze zu kupferreichen ϵ -Mischkristallen um. Die Reaktion findet zwischen 7,5 und 97,2 % Cu statt.

Ueber Untersuchungen zur Festlegung der Phasengrenzen im völlig erstarrten Teil des Zustandschaubildes werden Maddocks und Claussen später berichten.

Das Dreistoffsystem Eisen-Kupfer-Kohlenstoff wurde zunächst nur in einem Schnitt mit dem Eisen- zu Kupferverhältnis von 1:1 untersucht. Nach den aus *Abb. 10* ersichtlichen Ergebnissen besteht im Schmelzgebiet innerhalb eines großen Zusammensetzungsbereiches eine Mischungslücke, die zwar nahe,

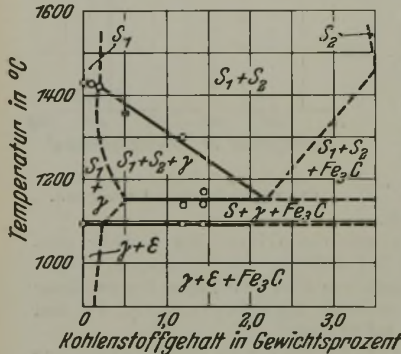


Abbildung 10. Schnitt durch das Zustandschaubild Eisen-Kupfer-Kohlenstoff (Fe : Cu = 1 : 1).

aber außer zwei festen Phasen (γ und Zementit) noch zwei Schmelzen (S_1 und S_2) teilnehmen. Die Temperatur der monometektischen Vierphasenebene ist zu 1450° angegeben. Darunter tritt bei 1094° eine zweite Vierphasenebene auf, in der die Restschmelze zu Austenit, Zementit und kupferreichen Mischkristallen (ϵ) erstarrt.

Obleich das Schnittschaubild nach *Abb. 10* im Bereich von mehr als 2 % C durch Versuche noch nicht festgelegt ist, sei doch bemerkt, daß erstens die monometektische Ebene das Randschaubild Kupfer-Zementit sehr wahrscheinlich nicht berührt, und daß zweitens zwischen den beiden Vierphasenebenen nicht allein der Raum (Schmelze + γ + Fe_3C) liegt, sondern daß von der unteren Ebene sich außer ihm die Räume (Schmelze + Fe_3C) und (Schmelze + Fe_3C + ϵ) nach höheren Temperaturen erstrecken.

W. R. Maddocks und G. E. Claussen²⁴⁾ untersuchten weiter das

System Eisen-Kupfer-Kobalt,

das im Gegensatz zu Legierungen aus Eisen-Kupfer-Kohlenstoff im flüssigen Zustande völlige Mischbarkeit aufweist. Aus Zeit-Temperatur-Kurven ließ sich ferner feststellen, daß die Liquidusfläche, abgesehen von zwei kleinen Bereichen nahe dem reinen Kupfer und dem reinen Eisen, von der Kupferecke zur Eisen-Kobalt-Seite stetig ansteigt. Die beiden Dreiphasenräume mit Schmelze (Schmelze + $\delta + \gamma$ und Schmelze + $\gamma + \epsilon$) beginnen und enden in den peritektischen Geraden der Zweistoffsysteme, haben also die Form dreiseitiger Prismen, deren Stirnflächen zu Kanten zusammengeschumpft sind. Viel weniger ist über die räumliche Zuordnung im gänzlich erstarrten Teil des Zustandschaubildes bekannt. Durch eine Anzahl von Schnittschaubildern wird zwar die Begrenzung des austenitischen Raumes gegen den Zweiphasenraum mit α - und Kupfermischkristallen erläutert; außerdem sind in diesen Schnittschaubildern aber noch Umwandlungslinien angegeben, deren Wirklichkeit sehr zweifelhaft erscheint. Eine Vierphasenebene mit nur festen Phasen ist unwahrscheinlich. Vermutlich erstreckt sich nur ein Dreiphasenraum von der eutektoidischen Geraden des Eisen-Kupfer-Systems in das Dreistoffschaubild bis Zimmertemperatur herab. Mit dieser Auffassung lassen sich die Angaben von Maddocks und Claussen jedoch nicht in Einklang bringen.

Im System Eisen-Schwefel,

mit dem sich C. H. Desch²⁵⁾ beschäftigt, ist für den Hüttenmann vor allem das Gebiet mit niedrigen Schwefelgehalten von Bedeu-

tung, weshalb im folgenden nur das Teilsystem Eisen-Eisensulfid behandelt sei.

W. Treitschke und G. Tammann²⁶⁾ schlossen aus ihren Untersuchungen auf eine Mischungslücke zwischen Eisen- und Eisensulfid im geschmolzenen Zustand. Spätere Untersuchungen ergaben jedoch übereinstimmend, daß die flüssigen Phasen Eisen und Eisensulfid völlig mischbar sind. Aus dem Zustandsschaubild nach *Abb. 11*, das im wesentlichen nach den Ergebnissen von R. Loebe und E. Becker²⁷⁾ entworfen worden ist, geht ebenfalls die uneingeschränkte Mischbarkeit der beiden Phasen hervor. Bei 985° kristallisieren Eisen und Eisensulfid eutektisch; dem eutektischen Punkt entspricht ein Gehalt von etwa 31 % S bzw. 85 % FeS.

Dank der Eigenschaft des reinen Eisens, verschiedene Kristallarten zu bilden, ist in der Nähe von 900 und 1400° je eine Umwandlungswaagerechte zu beobachten, während die Gleichgewichtslinien bei 300 und 138° durch Umwandlungen des Eisensulfids verursacht werden. Aus der Tatsache, daß sich die letztgenannte Umwandlung nahe der

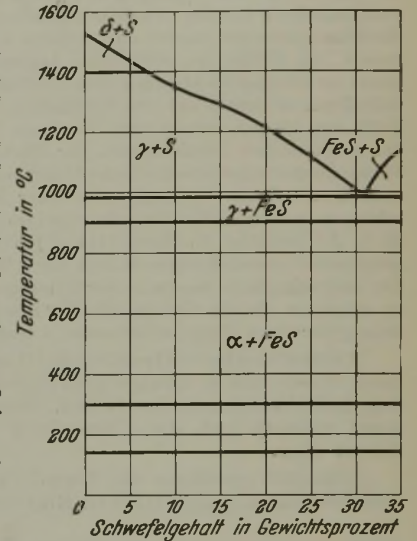


Abbildung 11. Zustandschaubild des Zweistoffsystems Eisen-Eisensulfid.

Zusammensetzung FeS innerhalb eines Temperaturbereichs vollzieht, schlossen F. Rinne und H. E. Boeke²⁸⁾ sehr richtig auf eine Löslichkeit von Eisen in Eisen-

sulfid. Dagegen ließ sich keine Löslichkeit des Sulfids im festen Eisen ermitteln, d. h. selbst die geringste Menge Schwefel im Eisen muß ein Eutektikum bilden. Bei kleinen Schwefelgehalten ist jedoch meistens kein eutektisches Gefüge zu erkennen, sondern die Einschlüsse erscheinen als gleichförmige, leicht brüchige Blättchen zwischen den metallischen Kristalliten. Obgleich Loebe und Becker in ihrem Schaubild keine Löslichkeit des Eisens für Eisensulfid annehmen, darf heute nach Versuchen verschiedener Forscher ein allerdings nur engbegrenztes γ -Mischkristallgebiet als wahrscheinlich gelten. Zum Nachweis einer Löslichkeit dienten vor allem Diffusionsmessungen²⁹⁾. Das Diffusionsvermögen des Schwefels im Eisen ist nur ungefähr $1/300$ von dem des Kohlenstoffs oder Stickstoffs im Eisen. Die Gegenwart von Kohlenstoff setzt das Diffusionsvermögen des Schwefels weiterhin um etwa 50 % herab, ebenso wie Schwefel die Diffusion von Kohlenstoff erheblich stört. — Auch der Schwefelabdruck nach Baumann gibt einen Hinweis für eine Mischkristallbildung in unmittelbarer Nähe der Einschlüsse. Ein Vergleich zwischen der Größe der Einschlüsse und derjenigen der Abdrücke zeigt in der Tat deutliche Unterschiede.

Bekanntlich verursacht Schwefel Rotbrüchigkeit des Stahles. Diese schädliche Wirkung des Schwefels läßt sich durch Zusatz anderer Elemente, wie Mangan, Aluminium und Zirkon, aufheben, während Sauerstoff und Kohlenstoff die Rotbrüchigkeit noch erhöhen. Wieder andere Elemente, wie z. B. Nickel, zeigen keine Einwirkung. Ueber den Einfluß irgendwelcher Elemente auf die Bildung von γ -Mischkristallen aus Eisen und Schwefel ist bis jetzt nichts bekannt.

Bis vor kurzem galt Phosphor als ein sehr gefürchteter Stahlbestandteil, weil er anormales Kornwachstum und Sprödigkeit des Stahles verursachen sollte. Neuere, namentlich deutsche³⁰⁾ und amerikanische³¹⁾ Untersuchungen ergaben jedoch, daß ein Phos-

²⁶⁾ Z. anorg. Chem. 49 (1906) S. 320.

²⁷⁾ Z. anorg. Chem. 77 (1912) S. 301.

²⁸⁾ Z. anorg. Chem. 53 (1907) S. 338.

²⁹⁾ A. Bramley, F. W. Haywood, A. T. Cooper und J. T. Watts: Trans. Faraday Soc. 31 (1935) S. 707/34.

³⁰⁾ A. Ristow, K. Daevs u. E. H. Schulz: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 889/99 u. 921/30 (Werkstoffaussch. 347 u. Stahlw.-Aussch. 314).

³¹⁾ J. L. Gregg und B. N. Daniloff: The Alloys of Iron and Copper (New York u. London: Chapman & Hall, Ltd., 1934) S. 65; H. W. Gillett: Met. & Alloys 6 (1935) S. 280/83 u. 307/10; C. H. Lorig und D. E. Krause: Met. & Alloys 7 (1936) S. 9/13, 51/56 u. 69/73.

²⁴⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 116/24.

²⁵⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 85/91.

phorgehalt von 0,15 bis 0,20 % bei Gegenwart von wenig Kohlenstoff und einigen anderen Legierungselementen nicht nur unschädlich ist, sondern sogar günstig wirken kann. Dies veranlaßte J. H. Andrew und D. Swarup³²⁾, Vorhandenes zu prüfen und weiterhin in ausgedehntem Maße den

Einfluß von Phosphor auf verschiedene Eigenschaften des Stahles zu untersuchen. Im wesentlichen wurden die Versuche über Schlag- und Zugfestigkeit, Korrosion und Schweißbarkeit an kleinen, gegossenen und später auf etwa 20 mm Dmr. ausgeschmiedeten Proben vorgenommen und führten zu folgendem zusammenfassenden Ergebnis: Ein Stahl mit beispielsweise 0,17 % C, 0,16 % Si, 0,54 % Mn, 0,54 % Cu, 0,44 % Cr, 0,2 % Al und 0,16 % P hat nach dem Normalglühen bei 860° eine Streckgrenze von 42 kg/mm², eine Zugfestigkeit von 59 kg/mm², 33 % Dehnung, 63 % Einschnürung und eine Kerbschlagzähigkeit von 11,5 kg/cm². Ein Stahl gleicher Zusammensetzung, aber ohne Kupfer, Chrom und Aluminium, unterscheidet sich von diesem vor allem durch eine erheblich verminderte Kerbschlagzähigkeit von 6,6 mkg/cm², während ein dritter Stahl mit gleichem Gehalt an allen aufgezählten Elementen, aber mit nur sehr wenig Phosphor, eine niedrige Streckgrenze und Zugfestigkeit hat (28 bzw. 43 kg/mm²). Hiernach bewirkt also ein richtig bemessener Phosphorgehalt eine beachtliche Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit, ohne die Einschnürung, Dehnung und Kerbschlagzähigkeit auch nur im geringsten zu beeinträchtigen.

Die besten Eigenschaften lassen sich bei Verwendung mehrerer Legierungselemente erzielen, da jedes Element für sich nur eine beschränkte, besondere Wirksamkeit hat. So verbessert Chrom hauptsächlich die Zähigkeit bei ruhender und stoßweiser Belastung; Nickel erhöht die Streckgrenze und Zugfestigkeit und Kupfer verbessert ebenfalls die Streckgrenze und die Zugfestigkeit, ohne die Zähigkeit wesentlich zu vermindern. Ferner werden Phosphorstähle weder durch Abschrecken noch durch Anlassen alterungsbrüchig, wenn sie 0,2 % Al enthalten.

Frühere Untersuchungen über das Zweistoffsystem Eisen-Phosphor haben gezeigt, daß α -Eisen bis zu 1,2 % Fe₃P zu lösen vermag. Dieses gelöste Phosphid ist gefürchtet, weil es die Schlagfestigkeit in verhängnisvoller Weise herabsetzt. Man muß daher dafür Sorge tragen, daß der Phosphor in feinsten und gleichmäßiger, eutektoidischer Verteilung als Eisenphosphid vorliegt. Dann aber sind gute Eigenschaften des Stahles sichergestellt. Offenbar bewirkt der Zusatz von Chrom, Kupfer und anderen Metallen eine Verminderung der Phosphidlöslichkeit im Ferrit.

Schließlich sind phosphorlegierte Stähle korrosionsfester als gewöhnliche, indem sich auf der Oberfläche eine dünne, aber dichte und festhaftende Rostschicht bildet, die das darunter liegende Metall vor weiterem Angriff schützt.

In einem weiteren Bericht werden

Ursache und Erscheinungsformen von Fehlstellen in verbrannten legierten Stählen

von G. Wesley Austin³³⁾ behandelt. Mehrere, bei niedriger Beanspruchung aufgerissene Stahlflaschen zeigten an den Rißstellen ein schwach körniges Gefüge, und zwar nicht nur im Bruch selbst, sondern auch im Nachbargefüge. Ähnliches konnte an gekerbten Brüchen von Schmiedestücken aus legiertem Stahl häufig beobachtet werden. Das fremdartige Gefüge ließ sich nicht durch eine übliche Wärmebehandlung beseitigen. Es wurde nun zunächst angenommen, daß starkes Ueberhitzen oder gar teilweises Schmelzen für diese Erscheinung verantwortlich seien. Später verwarf man diese Ansicht, denn das Schmelzen von Einschlüssen oder Seigerungen, die durch Kapillarwirkung um die einzelnen Körner herumschwimmen, gab eine bessere Erklärung, zumal da der beschriebene Mangel niemals in Stählen auftrat, die frei von Einschlüssen waren. Der Einfluß der Erscheinung auf die mechanischen Eigenschaften von Probestücken, auf die Festigkeit eines geschlossenen Behälters und auf das Feingefüge wird in allen Einzelheiten beschrieben.

Die Verzunderung von Stählen in schwefelfreien und schwefelhaltigen Ofengasen

wollen A. Preece, G. T. Richardson und J. W. Cobb³⁴⁾ untersuchen. Vorläufig wird nur über den Einfluß eines neutralen und eines Schwefeldioxyd enthaltenden Gases auf die Verzunderung verschieden zusammengesetzter Stähle berichtet.

Zur vergleichbaren Bestimmung des Verzunderungswiderstandes wurden kleine Proben von 15 mm Dmr. und 10 mm Höhe verschiedenster Stahlsorten während 1½ h der Einwirkung eines Gases mit 80 % N₂, 10 % CO₂ und 10 % H₂O bei 1000° ausgesetzt. Der Einfluß von Schwefeldioxyd ergibt sich einfach dadurch, daß man neue Proben, aber aus demselben Werkstoff,

unter gleichen Bedingungen mit 0,01 bis 0,2 % S enthaltendem Gasgemisch behandelt. Als Maß für die Verzunderung gilt die Gewichtszunahme der wieder abgekühlten Proben. Da ein Teil des Kohlenstoffs verbrennt, ist dieses Verfahren nicht als Schulbeispiel einer genauen Versuchsführung zu bezeichnen. Es bietet aber den Vorteil großer Bequemlichkeit und führt für Vergleichszwecke zu Ergebnissen ausreichender Genauigkeit.

Kurz zusammengefaßt ergab sich etwa folgendes: Der Verzunderungsgrad unlegierter Stähle nimmt mit steigendem Kohlenstoffgehalt stetig ab. Sobald aber das Gasgemisch im Ofen Schwefeldioxyd enthält, nimmt die Verzunderung stark zu, gleichgültig, wieviel Kohlenstoff der Stahl enthält. Legierte Stähle sind im allgemeinen verzunderungsbeständiger als unlegierte Stähle. In Gegenwart von Schwefeldioxyd büßen sie jedoch diese Eigenschaft ebenso ein wie unlegierte Stähle. Nur ein Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni erwies sich als verzunderungsfest, während ein Zusatz von 12 % Cr und 5 % Ni nicht ausreichte, um den Stahl gegen Verzunderung widerstandsfähig zu machen.

Hans Eggers.

50 Jahre Elektroschweißen.

Am 13. Januar 1887 erhielt Nicolas von Benardos in St. Petersburg sein erstes deutsches Patent auf ein „Verfahren der Metallbearbeitung durch Schmelzung mittelst direct angewendeten elektrischen Stromes, welches durch charakterisiert wird, daß man den Voltaschen Bogen an derjenigen Stelle des zu bearbeitenden Metallstückes durch einen derselben genäherten elektrischen Leiter, welcher den einen Pol bildet, herstellt, während diese zu bearbeitende Stelle selbst den jenem Leiter entgegengesetzten Pol bildet“.

Das waren die Anfänge des elektrischen Schmelzschweißverfahrens. Benardos verwendete als Elektrode Kohlenstifte im Gegensatz zu seinem Landsmann Slavianoff, dem eine Metallelektrode gleichzeitig als Zusatzwerkstoff diente.

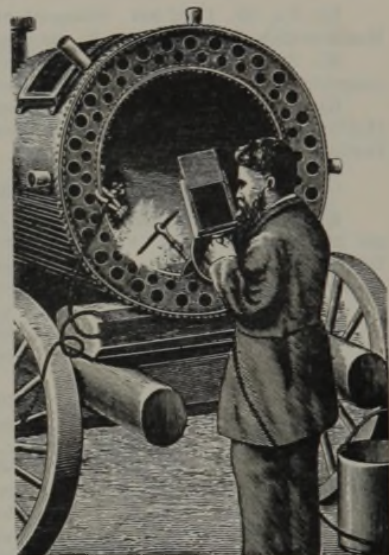


Abbildung 1. Schweißen eines Dampfkessels nach dem Verfahren von Benardos. [Elektrotechn. Z. 8 (1887) S. 467.]

Nur wenige Wochen später, nachdem Benardos sein erstes deutsches Patent erhalten hatte, hielt Elihu Thomson vor dem Franklin Institute in Philadelphia am 16. März 1887 einen Vortrag über ein von ihm erfundenes elektrisches Stumpfschweißverfahren. Bei diesem Verfahren wurde das Schweißgut, beispielsweise Vierkant- oder Rundstäbe, in Klemmbanken eingespannt, die mit der Sekundärwicklung eines Transformators

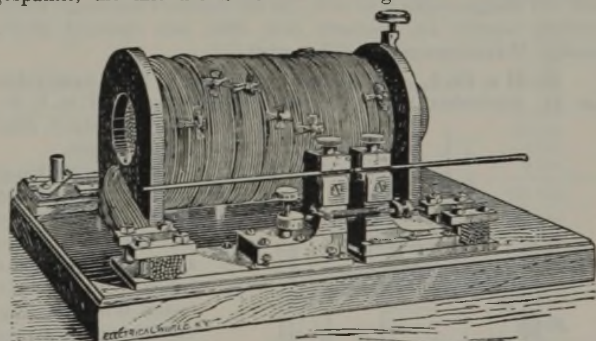


Abbildung 2. Widerstandsschweißverfahren von Elihu Thomson. [J. Franklin Inst. 123 (1887) S. 362.]

in Verbindung standen. Schaltete man den Strom ein, so entstand an der Berührung der beiden Stoßflächen der größte Widerstand und deshalb die größte Wärmeentwicklung. Sobald die Temperatur auf Schweißhitze gestiegen war, wurden die beiden Stücke durch Stauchen miteinander vereinigt. Thomsons Verfahren wurde in Europa auf der Pariser Weltausstellung vom Jahre 1889 zum ersten Male gezeigt und fand dort allgemeine Aufmerksamkeit.

Herbert Dickmann.

³²⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 227/58.

³³⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 189/211.

³⁴⁾ First Rep. Alloy Steels Res. Comm. 1936, S. 213/26.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 13 vom 1. April 1937.)

Kl. 16, Gr. 5, K 137 390. Verfahren zur Herstellung von Glühphosphatdüngemitteln. Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf.

Kl. 18 a, Gr. 8/02, R 93 905. Verfahren zur Verwertung von tonerde- und kieselsäurereichen Hochofenschlacken. Röchlingsche Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen (Saar).

Kl. 18 d, Gr. 2/70, H 142 320; Zus. z. Anm. H 130 496. Legierung für korrosionsbeständige Gegenstände, deren Herstellung eine hohe Tiefziehfähigkeit erfordert. Hoesch-Köln-Neuessen, A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Dortmund.

Kl. 40 d, Gr. 1/65, S 101 696. Verfahren zur Erhöhung der Permeabilität von Nickel-Eisen-Legierungen. Willoughby Statham Smith, Benchams (England), Henry Joseph Garnett, Lymne (England), und Walter Frederick Randall, Ewell (England).

Kl. 47 b, Gr. 4, S 116 512. Selbsteinstellendes Gleitlager. Siemens-Schuckertwerke, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 13 vom 1. April 1937.)

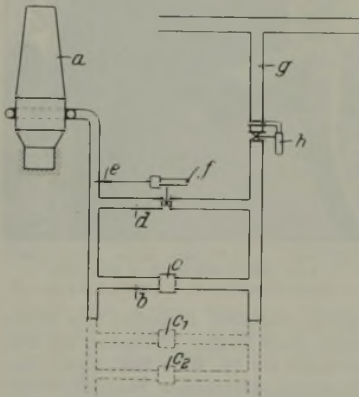
Kl. 7 a, Nr. 1 402 904. Stangenbett für Stopfenwalzwerke. Maschinenfabrik Meer, A.-G., M.-Gladbach.

Kl. 30 d, Nr. 1 402 590. Handrückschützer. Gutehoffnungshütte Oberhausen, A.-G., Oberhausen (Rhld.).

Kl. 42 k, Nr. 1 403 029. Vorrichtung zum Untersuchen von Hohlräumen mit Röntgenstrahlen. Siemens & Halske, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

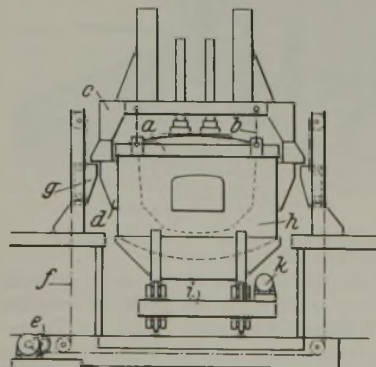
Deutsche Reichspatente.

Kl. 18 a, Gr. 3, Nr. 638 702, vom 7. Januar 1934; ausgegeben am 21. November 1936. Vereinigte Stahlwerke, A.-G., in Düsseldorf. (Erfinder: Conrad Raders und Dr.-Ing. Franz Kofler in Hamborn a. Rh.) *Verfahren zum Betriebe von metallurgischen Oefen, z. B. Hochofen oder Gießereischachtöfen.*



Die zum Hochofen a führende Heißwindleitung b mit Winderhitzer c, c₁, c₂ und die Kaltwindleitung d mit einem in die Leitung eingebauten und von der Heißwindtemperatur e beeinflussten Regler f zweifeln von einer gemeinsamen Hauptleitung g ab. Diese hat einen Mengenregler h, der auf die gewünschte Gesamtwindmenge eingestellt wird und sie unveränderlich halten soll. Verringert mit abnehmender Temperatur e der Regler f die Kaltwindmenge, so daß die Gesamtwindmenge abnimmt, so öffnet sich der Mengenregler h so weit, bis die Gesamtwindmenge wieder erreicht worden ist, wodurch dem Ofen eine dauernd gleichmäßige Wärmemenge zugeführt wird.

Kl. 31 a, Gr. 2₄₀, Nr. 638 867, vom 14. April 1934; ausgegeben am 24. November 1936. Demag-Elektrostahl, G. m. b. H., in Düsseldorf. *Elektroschmelzöfen.*

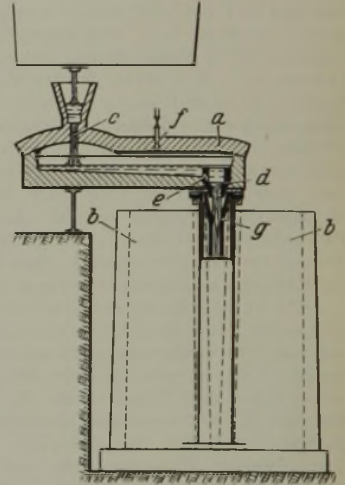


¹⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einsprucherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Kippwerk k kippbar. Nach Anheben der Brücke mit dem Deckel kann durch ein Fahrwerk auf dem Wagen i das Gefäß h zum Beschieken ausgefahren werden.

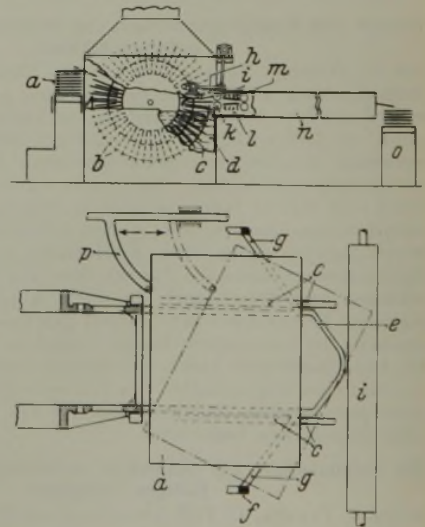
Kl. 31 c, Gr. 15₀₄, Nr. 638 931, vom 24. Juni 1932; ausgegeben am 25. November 1936. Dipl.-Ing. Theodor Strohmeier in Duisburg-Hamborn. *Vorrichtung zum Entgasen von Metall, besonders von Stahl.*

Ein langgestreckter wannenförmiger Behälter a zwischen dem Schmelzofen und der Gießform b wird mit dieser luftdicht verbunden. Der Querschnitt der Eingußöffnung c wird größer bemessen als der der Ausflußöffnung d, die für steigenden Guß als Ueberlaufrohr mit einer seitlichen Durchflußöffnung e ausgebildet wird. Hierdurch wird eine während des Gusses gleichbleibende Höhe des Bades gewährleistet. Die Öffnung e wird so bemessen, daß durch sie etwas weniger Stahl abfließen kann, als durch den Einfluß c in den Behälter a fließt; der Ueberschuß fließt dann über den oberen Rand des Ueberlaufrohres d ab. Durch die geringe Badhöhe und die große Oberfläche des Bades kann die Luftleere, die durch Absaugen der Luft und der dem Bad entstehenden Gase durch die Öffnung f erzeugt wird, den Stahl wirksam beeinflussen. Da auch der Eingußtrichter g unter Luftleere steht, wird auch hier noch der einströmende, stark zerstreute Stahlstrahl entgast.



Kl. 48 d, Gr. 2₀₃, Nr. 639 104, vom 30. November 1933; ausgegeben am 28. November 1936. Rasselsteiner Eisenwerksgesellschaft, A.-G., Dipl.-Ing. Johannes Remy und Fritz Hüttemann in Neuwied-Rasselstein. *Vorrichtung zum Beizen von Feinblechen.*

Die Blechtafeln a werden in die umlaufenden Arme b einer endlosen Fördereinrichtung geschoben und auf festen Führungsleisten c gleitend durch das Säurebad d geführt. Die Haltearme werden in großer Dichte in einem mittleren Abstand von 8 bis 40 mm angeordnet und befinden sich im Bad unmittelbar neben den festen Führungsleisten c, wobei jeweils die ein Blech haltenden Haltearme b durch einen über die Leisten c hinausragenden Bügel e verbunden werden; außerdem werden sie zum Sichern ihres gegenseitigen Abstandes mit zwei

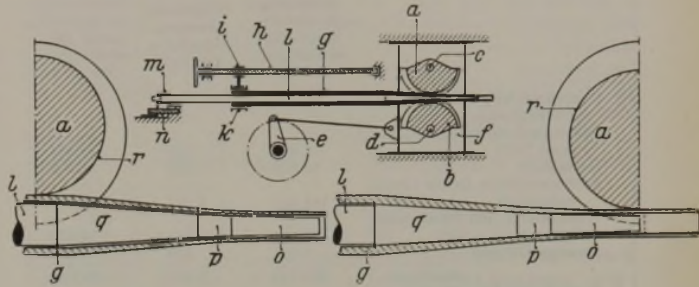


außerhalb der Breite der Bleche a liegenden Versteifungsringen f und Streben g verbunden. Nach dem Durchgang durch das Bad bewegt der durch einen Kurbeltrieb betätigte Greifer h die Bleche aus dem Bad und führt sie zum Abquetschen der Säure zwischen Walzen i, k ein, die sie in die Spülkammer l bringen; hier werden sie durch Brausen m gespült und das Wasser durch Walzen abgequetscht, worauf sie durch den Trockenkanal n der Sammelstelle o zugeführt werden. Seitlich der Haltearme b wird ein hin- und hergehender Greifer p vorgesehen, der die Blechtafel a einseitig erfäßt und mit einer Ecke zwischen das Quetschwalzenpaar i, k einführt.

Kl. 7 a, Gr. 16₀₁, Nr. 639 155, vom 11. Juli 1934, ausgegeben am 30. November 1936, und **Nr. 640 209**, vom 20. Dezember 1934, ausgegeben am 24. Dezember 1936. Tube Reducing Corporation in Stamford, Conn. (V. St. A.). *Verfahren zum Auswalzen von Rohren aus hartem Metall auf einem Pilgerschrittwalzwerk.* [Vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 587.]

Die Walzsektoren a und b sind mit ihren Achsen c und d drehbar in einem durch Kurbel e hin und her bewegten Schlitten f gelagert. Zum schrittweisen Vorschub des Werkstückes g dient die Gewindespindel h und Mutter i, die mit einer das Werkstück umfassenden Spannmuffe k verbunden ist. Der Dorn l kann mit seinem Halter m durch die Schraube n axial eingestellt werden. Das vordere Ende des Dornes ist in abgestuften Kegelflächen o, p, q verjüngt, und die außenmittige Arbeitsfläche r der Walzwerkzeuge paßt sich dieser Abstufung an, wobei aber die außenmittige Strecke der Arbeitsfläche bereits vor dem Ende der letzten verjüngten Dornstufe endigt. Beim Auswalzen von Rohren in kaltem Zustande ohne Zwischenglühungen wird gleichzeitig die Wandstärke und der Durchmesser verringert; hierbei wird das Metall nach der Spitze des Dornes verschoben. Das Auswalzen des bei der Bearbeitung formschlüssig festgehaltenen oder auf andere

Weise in formschlüssiger Berührung mit den Walzwerkzeugen gebrachten Werkstückes wird so abgestuft, daß durch das Zusammenspiel der außenmittigen Arbeitsflächen der Werkzeuge und des Dornes die Neigung der Wand des sich verjüngenden



Rohres gegen die Achse des Dornes beim Beginn des Auswalzens am stärksten ist, dann aber wieder stufenweise abnimmt, so daß eine sich vor den Walzwerkzeugen aufwerfende Metallwelle vermieden wird.

Statistisches.

Der Außenhandel Deutschlands in Erzeugnissen der Bergwerks- und Eisenhüttenindustrie im Februar 1937.

Die in Klammern stehenden Zahlen geben die Positions-Nummern der „Monatlichen Nachweise über den auswärtigen Handel Deutschlands“ an.	Einfuhr		Ausfuhr	
	Februar 1937 t	Januar und Februar 1937 t	Februar 1937 t	Januar und Februar 1937 t
Steinkohlen, Anthrazit, unbearbeitete Kesselkohle (238 a)	304 037	666 916	3 010 366	5 874 606
Koks (238 d)	31 755	87 205	663 086	1 359 902
Steinkohlenpreßkohlen (238 e)	14 862	21 539	65 053	137 671
Braunkohlenpreßkohlen (238 f)	8 472	15 558	67 781	163 442
Eisenerze (237 e)	1 256 121	2 732 435	247	2 657
Manganerze (237 h)	55 558	91 997	52	87
Schwefelkies (Eisenkies, Pyrit), Markasit und andere Schwefelerze (237 l)	102 780	244 700	2 440	4 737
Eisen- oder manganhaltige Gasreinigungsmasse; Schlacken, Kiesab- brände (237 r)	138 581	285 674	8 756	15 909
Brucheisen, Alteisen, Eisenfeilspäne, Stabstahl-Enden (842/43) ¹⁾	45 361	75 958	231	435
Roheisen (777 a) ¹⁾	17 104	28 626	10 586	17 054
Ferrosilizium mit einem Siliziumgehalt von 25 % oder weniger; Ferro- mangan mit einem Mangangehalt von 50 % oder weniger; Ferrochrom, -wolfram, -titan, -molybdän, -vanadin mit einem Gehalt an Legie- rungsmetall von weniger als 20 %; Ferroaluminium, -nickel und andere nicht schiedbare Eisenlegierungen, vorherrschend Eisen enthaltend (777 b) ¹⁾	16	149	148	216
Ferrosilizium mit einem Siliziumgehalt von mehr als 25 %; Silizium; Kalziumsilizium (317 O)	903	1 899	—	10
Ferromangan mit einem Mangangehalt von mehr als 50 % (869 B 1). Ferrochrom, -wolfram, -titan, -molybdän, -vanadin mit einem Gehalt an Legierungsmetall von 20 % oder darüber (869 B 2)	52	80	452	1 158
Halbzeug (784)	3 496	7 813	9 061	20 327
Eisen- und Straßenbahnschienen (796 a)	—	—	17 676	38 890
Eisenbahnschwellen (796 b)	1 039	1 665	3 838	8 430
Eisenbahnlaschen, -unterlagsplatten (796 c)	—	—	681	2 382
Eisenbahn-Oberbaubefestigungsteile (820 a)	—	—	481	1 843
Träger mit einer Steghöhe von 80 mm und darüber (785 A 1)	7 921	13 175	13 470	27 493
Stabstahl; anderer Formstahl, nichtgeformter Stabstahl (785 A 2)	7 580	14 808	61 595	122 320
Bandstahl (785 B)	981	2 384	14 022	29 187
Grobbleche, 4,76 mm und mehr (786 a)	167	795	10 726	23 051
Bleche, 1 mm bis unter 4,76 mm (786 b)	90	349	7 396	13 835
Bleche, bis 1 mm einschließlich (786 c)	768	2 033	3 826	8 259
Bleche, verzinkt (Weißblech) (788 a)	85	298	10 574	23 073
Bleche, verzinkt (788 b)	254	484	1 293	3 607
Bleche, abgeschliffen und mit anderen unedlen Metallen überzogen (787, 788 c)	68	121	39	120
Well-, Riffel- und Warzenbleche (789 a, b)	66	152	908	2 082
Bleche, gepreßt, gebuckelt, geflanscht usw. (790)	—	—	258	479
Draht, warm gewalzt oder geschmiedet, roh (791)	442	977	7 093	11 186
Schlangenhöhren, Röhrenformstücke, gewalzt oder gezogen (793)	1	3	243	535
Andere Röhren, gewalzt oder gezogen, roh (794)	75	281	10 486	22 210
Andere Röhren, gewalzt oder gezogen, bearbeitet (795)	4	21	28 727	60 358
Eisenbahnachsen, -radeisen, -räder, -radsätze (797)	62	113	4 052	8 549
Guß- und Schmiedestücke (798 a bis e)	372	555	4 774	9 416
Walzwerkserzeugnisse zusammen (784 bis 791, 793 bis 798 e, 820 a)	23 471	46 027	211 219	437 632
Draht, kalt gewalzt oder gezogen, nicht weiterbearbeitet (792 a)	149	245	5 757	11 671
Draht, kalt gewalzt oder gezogen, weiterbearbeitet (792 b)	89	358	7 501	16 838
Stacheldraht (825 b)	1	1	3 371	7 175
Drahtstifte (826 a)	—	—	2 585	5 150
Brücken, -bestandteile und Eisenbauteile (800 a/b)	49	98	839	1 710
Andere Eisenwaren (799, 801 a bis 819, 820 b bis 825 a, 825 c bis g, 826 b bis 841 c)	490	1 002	34 091	75 893
Weiterbearbeitete Erzeugnisse zusammen (792 a, b, 799 a bis 819, 820 b bis 841 c)	778	1 704	54 444	118 437
Eisengießereierzeugnisse (778 a bis 783 h)	124	250	12 037	23 491
Eisen und Eisenwaren insgesamt, Abschnitt 17 A (777 a bis 843 d)	86 854	152 714	288 665	597 265
Maschinen (Abschnitt 18 A)	302	934	31 356	68 588
Elektrotechnische Erzeugnisse (Abschnitt 18 B)	215	457	7 623	14 772
Fahrzeuge (Abschnitt 18 C)	393	1 204	11 100	21 380

¹⁾ In Eisen und Eisenwaren (Abschnitt 17 A) enthalten.

Der deutsche Eisenerzbergbau im Februar 1937¹⁾.

a) Eisenerzgewinnung nach Bezirken.

	Februar 1937		Januar und Febr. 1937
	Gewinnung an verwertbarem (ab-satzfähigem) Erz in t	Belegschaft (Beamte, Angestellte, Arbeiter)	Gewinnung an verwertbarem (ab-satzfähigem) Erz in t
1. Bezirksgruppe Mitteldeutschland:			
Thüringisch-Sächsisches Gebiet (zum Teil)	5 581	231	10 591
Harzgebiet	16 806	494	31 939
Subherzynisches Gebiet (Feine, Salzgitter)	186 320	2 597	381 657
Wesergebirge und Osnabrücker Gebiet	17 412	311	33 420
Sonstige Gebiete	5 104	348	6 417
zusammen 1	229 223	3 981	464 024
2. Bezirksgruppe Siegen:			
Raseneisenerzgebiet und Ruhrgebiet	8 733	368	16 805
Siegerländer-Wieder Spateisensteingebiet	130 595	5 678	260 051
Waldeck-Sauerländer Gebiet	1 208	40	2 655
zusammen 2	140 536	6 086	279 511
3. Bezirksgruppe Wetzlar:			
Lahn- und Dillgebiet	58 706	2 537	116 940
Taunus-Hunsrück-Gebiet einschließlich der Lindener Mark Vogelsberger Basalt-eisenerzgebiet	17 076	719	35 099
zusammen 3	84 951	3 718	170 759
4. Bezirksgruppe Süddeutschland:			
Thüringisch-Sächsisches Gebiet (zum Teil)	39 366	485	80 457
Süddeutschland	93 697	2 678	205 546
zusammen 4	133 063	3 161	286 003
Insgesamt 1 bis 4	587 773	16 946	1 200 297

b) Eisenerzgewinnung nach Sorten.

	Februar 1937	Januar und Februar 1937
Brauneisenstein bis 30 % Mn	17 093	35 151
über 12 % Mn		
bis 12 % Mn	319 701	667 256
Spat-eisenstein	141 860	283 188
Roteisenstein	43 662	86 337
Kalkiger Flußeisenstein	22 285	43 971
Sonstiges Eisenerz	43 172	84 394
insgesamt	587 773	1 205 043

¹⁾ Nach Ermittlungen der Fachgruppe Eisenerzbergbau der Wirtschaftsgruppe Bergbau, Berlin.

Roheisen-, Flußstahl- und Walzwerkserzeugung Oesterreichs im Jahre 1936¹⁾.

Von sechs in Oesterreich vorhandenen Hochöfen waren in den drei ersten Vierteljahren 1936 je zwei, im vierten Vierteljahr drei in Betrieb. Verschmolzen wurden 705 434 (1935: 535 634) t inländische Erze; an Koks wurden 195 248 (155 907) t sowie 270 t Holzkohle verwendet. In den Stahlwerken waren 30 Siemens-Martin-Oefen, 20 Elektroöfen, 7 Tiegelöfen und 2 Mischeröfen vorhanden, von denen am Jahresschluß 13, 17, zwei und einer in Betrieb standen. Eingesetzt wurden 217 401 (180 715) t Roheisen und 219 111 (203 312) t Schrott. An Arbeitern wurden Ende Dezember 1936 in den Hochofenwerken 210, den Stahlwerken 1045 und den Walzwerken usw. 4289 beschäftigt. Ueber die Erzeugung unterrichtet nachfolgende **Zahlentafel 1**.

Zahlentafel 1. Die Erzeugung der österreichischen Hütten.

	1933	1934	1935	1936
I. Erzeugung an Roheisen:				
Erzeugung				
Stahlroheisen	76 961	130 633	187 072	247 900
Gießereiroheisen	10 988	3 034	6 098	216
Zusammen	87 949	133 667	193 170	248 116
II. Erzeugung an Flußstahl:				
Siemens-Martin-Stahl	177 116	246 343	300 306	339 400
Edelstahl	48 680	62 864	63 689	78 998
Zusammen	225 796	309 207	363 995	418 398
III. Herstellung an Fertigzeugnissen:				
Stabstahl	81 298	107 921	118 975	128 478
Träger, U-Stahl usw.	10 278	14 190	17 918	19 018
Eisenbahnschienen	11 259	26 146	19 420	21 941
Grobbleche	10 173	20 880	28 663	26 288
Feinbleche	25 394	24 406	29 556	36 083
Walzdraht	28 660	22 719	29 394	31 318
Sonstige Walzzeugnisse	10 034	19 297	16 980	19 353
Geförnte Schmiedestücke und Preßteile	3 978	3 051	3 684	5 612
Zusammen	181 074	238 590	264 540	288 091
Erzeugung an Stahlguß	3 315	3 363	4 531	5 969

¹⁾ Montan. Rdsch. 29 (1937) Nr. 6.

Der Außenhandel Ungarns im Jahre 1936.

	Einfuhr		Ausfuhr	
	1935	1936	1935	1936
Steinkohle	188 531	191 459	20 020	19 235
Koks	177 300	273 141	10 084	7 802
Braunkohle	507	428	182 771	179 048
Briketts	225	—	1 619	595
Eisenerze	266 679	395 994	19 873	48 938
Alteisen	52 670	48 876	—	—
Roheisen und -legierungen	65 826	91 781	40	—
Robblöcke, vorgewalzte Blöcke, Rohschienen	120	191	63 008	43 152
Stab- und Formstahl	316	385	23 580	23 089
Stabstahl, bearbeitet, poliert, auch kalt gewalzt oder gezogener Bandstahl	49	96	495	446
Schienen	51	65	2 383	4 717
Schwellen, Laschen und Unterlagsplatten	—	2	853	1 856
Eisenbahnweichen, Ausweich- und Kreuzstücke	—	—	841	87
Eisenbahnräder, Radsätze und Räderbestandteile	95	1 075	8 603	6 047
Achsen für Eisenbahnwagen und Lokomotiven	—	1 626	3 171	231
Blech, roh	102	108	19 308	23 364
bearbeitet	443	661	1 610	1 773
Stahlrohren und Verbindungstücke	185	341	13 030	20 224
Walzdraht	24	677	1 380	1 367
Draht, gezogen	547	191	98	169
Draht, verzinkt usw.	184	—	2 091	1 562
Drahtstifte	—	4	74	443
Eisenkonstruktionen	—	—	160	191
Schmiedestücke	584	921	1	3
Werkzeug- und Edelstahl	1 271	1 467	—	—
Röhren- und Verbindungstücke aus Gußeisen	—	1	497	308
Andere Waren aus Gußeisen, schmiedbarem Guß und Sonderguß	244	194	1 408	2 287
Andere Eisenwaren ¹⁾	789	783	1 700	1 714
Eisen und Eisenwaren insgesamt	123 500	149 445	144 231	139 020
Maschinen	6 316	9 471	9 270	8 878
Fahrzeuge	2 278	3 118	1 115	2 663

¹⁾ Ohne Klein-eisenwaren.

Der Außenhandel der Tschechoslowakei im Jahre 1936.

Erzeugnisse	Einfuhr		Ausfuhr	
	1935	1936	1935	1936
Alteisen	56 929	84 527	277	128
Roheisen	11 370	26 146	6 376	7 920
Eisenlegierungen	3 312	3 496	3 543	4 729
zusammen	71 611	113 169	10 195	12 777
Halbzeug	224	268	3 246	7 508
Eisen und Stahl in Stäben, geschmiedet, gewalzt oder gezogen	4 115	5 438	76 797	103 653
Bandstahl	—	—	—	189
Schienen	—	—	996	5 866
Schienenbefestigungsmittel (ausschl. Schrauben, Muttern)	16	22	131	945
Eisenbahnhachsen, -räder, -radreifen, -radsätze usw.	—	4	21 626	5 713
Weichen, Kreuzungen, Puffer usw.	75	5	1 538	260
Bleche und Platten, roh, 2 mm und darüber	852	913	53 173	80 435
Bleche und Platten, roh, unter 2 bis 1 mm	798	940	1 308	1 003
Bleche und Platten, roh, unter 1 mm	1 578	1 396	2 053	5 383
Sonstige Bleche aller Art	2 718	2 094	12 828	15 298
Walzdraht	39	62	13 813	20 246
Draht, roh, von 1,5 mm und darüber	582	550	10 078	9 476
Draht, roh, unter 1,5 mm	204	171	116	165
Draht, verzinkt, verzinnt, verbleit, verkupfert, vermessingt, gefirnigt: von 1,5 mm und darüber	137	161	3 755	3 558
unter 1,5 mm	45	56	215	556
Draht, sonstiger, aller Art (Stacheldraht nicht besonders aufgeführt)	753	954	19	54
Drahtstifte	2	2	6 901	5 727
Drahtwaren	62	106	1 073	1 487
Röhren, gewalzt oder gezogen, roh oder gewöhnlich bearbeitet	419	799	57 721	78 250
Röhrenverbindungsstücke und Flanschen, roh	102	169	945	1 135
Sonstige Röhren und Verbindungsstücke	9	12	5 753	3 494
Schrauben, Muttern, Nieten	62	93	1 102	1 080
Eisenkonstruktionen	—	2	5 611	2 787
Fässer, Kesselschmiede- und Blechwaren	584	720	6 602	5 988
Federstahl und Federn	338	380	166	173
Sonstige Eisenwaren	2 395	3 663	17 983	21 401
Eisen- } Röhren aus nicht schmiedbarem Guß, roh oder gewöhnlich bearbeitet, fein bearbeitet gießerei- } erzeug- } nisse } Sonstige Waren aus nicht schmiedbarem Eisen	1	3	1 180	1 242
	197	272	2 260	2 234
Eisen- und Eisenwaren insgesamt	87 904	132 424	299 074	347 043
Eisenerze	548 990	554 903	81 875	73 949
Manganerze	54 442	54 618	—	—
Steinkohlen	1 252 971	1 110 661	1 270 338	1 318 092
Koks	169 906	162 899	353 807	417 741
Briketts	27 378	27 925	69 945	75 881
Braunkohlen	57 187	67 736	1 714 554	1 694 826

Belgiens Bergwerks- und Eisenindustrie im Februar 1937.

	Januar 1937	Februar 1937
Kohlenförderung t	2 466 500	2 364 650
Kokszerzeugung t	449 580	422 700
Briketherstellung t	187 050	162 050
Hochöfen in Betrieb Ende des Monats	42	44
Erzeugung an:		
Roheisen t	286 354	266 571
Flußstahl t	279 524	262 448
Stahlguß t	6 048	6 439
Fertigerzeugnissen t	227 235	216 395
Schweißstahl-Fertigerzeugnissen t	3 654	3 223

Frankreichs Roheisen- und Flußstahlerzeugung im Februar 1937¹⁾.

	Januar ²⁾	Februar
Hochöfen am 1. des Monats:		
im Feuer	90	92
außer Betrieb	121	119
insgesamt	211	211
Roheisenerzeugung insgesamt 1000 metr. t	590	574
Darunter:		
Thomasroheisen	482	473
Gießereiroheisen	66	64
Bessemer- und Puddelroheisen	18	14
Sonstiges	24	23
Stahlerzeugung insgesamt	607	624
Darunter:		
Thomasstahl	402	409
Siemens-Martin-Stahl	173	185
Bessemerstahl	4	3
Tiegelgußstahl	1	1
Elektrostahl	27	26
Rohblöcke	596	613
Stahlguß	11	11

Die Leistung der französischen Walzwerke im Februar 1937¹⁾.

	Januar ²⁾ in 1000 t	Februar in 1000 t
Halbzeug zum Verkauf	103	105
Fertigerzeugnisse aus Fluß- und Schweißstahl	405	436
Davon:		
Radreifen	3	3
Schmiedestücke	4	4
Schienen	24	32
Schwellen	7	6
Laschen und Unterlagsplatten	4	6
Träger- und U-Stahl von 80 mm und mehr, Zores- und Spundwandstahl	39	36
Walzdraht	34	34
Gezogener Draht	13	13
Warmgewalzter Bandstahl und Röhrenstreifen	21	21
Halbzeug zur Röhrenherstellung	4	7
Röhren	16	17
Sonderstahl	10	12
Handelsstahl	129	143
Weißbleche	10	10
Bleche von 5 mm und mehr	19	22
Andere Bleche unter 5 mm	66	67
Universalstahl	2	3

¹⁾ Nach den Ermittlungen des Comité des Forges de France.

²⁾ Teilweise berichtigte Zahlen.

Roheisen- und Stahlerzeugung der Vereinigten Staaten im Februar 1937¹⁾.

Infolge des um drei Tage gegenüber Januar kürzeren Berichtsmonats nahm die Roheisenerzeugung der Vereinigten Staaten insgesamt im Februar gegenüber dem Vormonat um 202 931 t oder 6,2 % ab. Insgesamt belief sich die Roheisenerzeugung auf 3 068 326 (Januar 3 271 257) t. Die arbeitstägliche Gewinnung stieg dagegen weiter von 105 525 t auf 109 583 t. Gemessen an der tatsächlichen Leistungsfähigkeit betrug die Februar-Erzeugung 79,5 (Januar 76,6) %. Von 242 vorhandenen Hochöfen waren insgesamt 176 oder 72,7 % in Betrieb. Insgesamt wurden Januar und Februar 6 339 583 t Roheisen (arbeitstäglich im Durchschnitt 107 554 t) gewonnen.

Auch die Stahlerzeugung sank insgesamt im Februar gegenüber dem Vormonat um 317 030 t oder 6,6 %, während arbeitstäglich eine weitere Zunahme zu verzeichnen war. Nach den Ermittlungen des „American Iron and Steel Institute“ wurden im Februar 4 495 454 t Flußstahl (davon 4 158 478 t Siemens-Martin- und 336 976 t Bessemerstahl) hergestellt gegen 4 812 484 (4 516 021 und 296 463) t im Vormonat. Die Erzeugung betrug damit im Februar 84,16 (Januar 81,64) % der geschätzten Leistungsfähigkeit der Stahlwerke. Die wöchentliche Leistung belief sich auf 1 123 864 t gegen 1 086 340 t im Vormonat. In den Monaten Januar und Februar wurden 9 307 938 t Stahl (davon 8 674 499 t Siemens-Martin- und 633 439 t Bessemerstahl) hergestellt.

¹⁾ Steel 100 (1937) Nr. 10, S. 22; Nr. 11, S. 31.

Die Leistungsfähigkeit der Vereinigten Staaten auf dem Gebiete der Roheisen- und Stahlerzeugung.

Nach den Ermittlungen des „American Iron and Steel Institute“¹⁾ stellte sich die jährliche Leistungsfähigkeit der Vereinigten Staaten in der Roheisen- und Stahlerzeugung wie folgt:

	31. Dez. 1935	31. Dez. 1936	Zu- oder Abnahme gegenüber 1935	
	t zu 1000 kg	t zu 1000 kg	t	%
Roheisen und Eisenlegierungen:				
Roheisen	49 808 275	49 458 816	- 349 459	- 7,0
Eisenlegierungen	859 536	939 597	+ 80 061	+ 9,3
Zusammen	50 667 811	50 398 413	- 269 398	- 0,5
Stahlblöcke:				
Basische Siemens-Martin	61 301 080	62 022 595	+ 721 445	+ 1,2
Saure Siemens-Martin	959 917	934 791	- 25 126	- 2,6
Bessemer-	7 310 120	6 426 200	- 883 920	- 12,1
Elektro-	957 986	968 344	+ 388	—
Tiegel-	10 749	10 749	—	—
Zusammen	70 539 852	70 352 609	- 187 243	- 0,3

¹⁾ Iron Age 139 (1937) Nr. 9, S. 93.

Wirtschaftliche Rundschau.

Die Lage der oberschlesischen Eisenindustrie im ersten Vierteljahr 1937.

Der Beschäftigungsstand der oberschlesischen Eisenindustrie hielt sich während der Berichtszeit ungefähr auf der gleichen Höhe. Im großen und ganzen kann die Beschäftigungs- und Absatzlage der oberschlesischen Eisenindustrie als durchaus zufriedenstellend angesprochen werden.

Der Jahreszeit entsprechend waren die Markt- und Absatzverhältnisse der oberschlesischen Steinkohlengruben gegenüber dem Vorvierteljahr rückläufig, im allgemeinen jedoch günstig. Der Auftragseingang in Koks war während der ganzen Berichtszeit, besonders in den Monaten Januar und Februar, sehr lebhaft. Die Anforderungen erstreckten sich auf sämtliche Sorten; für einzelne Körnungen mußten vorübergehend Lieferfristen beansprucht werden. Der Absatz ist gegenüber dem letzten Vierteljahr beträchtlich höher. Die Abrufe aus dem Ausland verstärkten sich in der Berichtszeit gegenüber dem letzten Vierteljahr 1936. Erwähnenswert ist die Absatzsteigerung nach Rumänien, die darauf zurückzuführen ist, daß mehr Einfuhrbewilligungen als bisher von Rumänien zur Verfügung gestellt wurden. Die Nachfrage aus dem Ausland ist weiterhin lebhaft. Auf dem Brikettmarkt war ein der Jahreszeit entsprechendes Abgleiten der Herstellung und des Absatzes zu verzeichnen.

Die Beschäftigung der Hochofenwerke war weiterhin zufriedenstellend. Die Versorgung mit Erzen ging ohne Störung vor sich. Die Nachfrage nach Gießerei- und Hämatitroheisen blieb auch weiterhin lebhaft. Lieferungen von Roheisen nach dem Ausland sind in der Berichtszeit nicht vorgenommen worden.

In den ersten Monaten dieses Jahres wurde die Auftragserteilung in Walzwerkserzeugnissen von den Verbänden

weiter überwacht, um einer unmäßigen Vorratspolitik vorzubeugen und eine gerechte Verteilung auf die einzelnen Bedarfsstellen entsprechend dem vorhandenen Rohstahl zu gewährleisten. Der Auftragseingang bewegte sich daher in mäßigen Grenzen. Im Röhrengeschäft war der Auftragseingang die ganze Berichtszeit hindurch aus dem In- und Auslande sehr stark, so daß die Betriebe bis an die Grenze ihrer Leistungsfähigkeit beschäftigt waren. Das Drahtgeschäft war durchaus zufriedenstellend. Auch der Auftragseingang und die Beschäftigung der Blechwalzwerke waren voll befriedigend. Im Weichenbau hielt sich der Beschäftigungsstand auch weiterhin durch Anschlußaufträge des Reichsbahn-Zentralamts und durch Bestellungen von privater Seite auf der gleichen Höhe. Die Betriebe sind auch für die nächsten Wochen ausreichend mit Arbeit versehen. Die Abteilungen für Wagenbau und Feldbahnzeug sind gleichfalls zufriedenstellend beschäftigt.

Der Beschäftigungsstand in den Eisengießereien hat sich gegenüber dem vierten Vierteljahr nicht verändert. Der Auftragseingang war gut und erreichte fast Vorvierteljahreshöhe. Im Maschinenbau setzte sich der bereits im vierten Vierteljahr zu bemerkende lebhaftere Auftragseingang in stärkerem Maße fort. Auch im Stahlbau war eine weitere Steigerung des Auftragsbestandes zu verzeichnen.

Trafikaktiebolaget Grängesberg-Oxelösund, Stockholm.

Das Geschäftsjahr 1936 schloß mit einem Gewinn von 11 984 039 Kr ab. Mit dem Gewinnvortrag aus dem Jahre 1935 (2 421 276 Kr) stehen insgesamt 14 405 315 Kr zur Verfügung. Hiervon werden 7 140 000 Kr Gewinn (6 Kr je Aktie) verteilt,

6500000 Kr einem Verfügungsbestande zugewiesen und 765315 Kr auf neue Rechnung vorgetragen.

Nach der Auffassung des Aufsichtsrates ist eine gründliche Neuordnung der Gesellschaft erforderlich. Dasselbe gilt für die Luossavaara-Kiirunavaara A. B. Die Schuldenlast der beiden Gesellschaften hat während des jüngsten Wirtschaftsniederganges mit seinen Beanspruchungen in geldlicher Hinsicht alle Schwächen aufgedeckt. Besonders die hohen Zinsausgaben haben zu den gewaltigen Verlusten beigetragen. Gegenwärtig werden die Gesellschaften von einer Hochkonjunktur auf dem Erzmarkt begünstigt, die zu einem wesentlichen Teil durch Verhältnisse besonderer Art hervorgerufen sein dürfte. Wie lange es dauern wird, bis sich diese Konjunkturkurve wieder nach unten dreht, und wie sich die Verhältnisse danach gestalten werden, läßt sich nicht voraussagen. Die während der Krise gemachten Erfahrungen zwingen deshalb dazu, die gute Wirtschaftslage zur Bildung von Rücklagen auszunutzen, um schlechteren Zeiten begegnen zu können. Hierzu gehört vor allem die Herabsetzung der Schulden bis zur vollständigen Tilgung.

Die Gruben in Grängesberg arbeiteten vom Jahresbeginn bis 15. Februar fünf Tage wöchentlich, von da an ohne Einschränkung. Anfang des Jahres wurden 1074 gegen 1270 Mann Ende des Jahres beschäftigt. Die geförderte Bergmenge betrug 2 074 544 t, aus denen 1 416 545 t Erz gewonnen wurden. Hiervon gingen 1 276 266 t nach Oxelösund zur Ausfuhr und 134 349 t an einheimische Verbraucher.

Die Gruben der Luossavaara-Kiirunavaara A. B. in Kiruna waren drei Monate des Geschäftsjahres an vier Tagen der Woche, danach an fünf Tagen in Betrieb mit Ausnahme der Untertageförderung, wo in der Hauptsache fünfeinhalb Tage gearbeitet wurden. Die Belegschaft betrug am Ende des Jahres 1451 Mann. Gefördert wurden 4 781 449 t Erz und 1 445 373 t Grauberg, zusammen 6 226 822 t. Der Versand nach Narvik belief sich auf 4 624 315 t, nach Luleå auf 174 128 t; an Verbraucher in Norwegen und Finnland gingen 87 t.

Die Erzförderung in Luossavaara betrug 310 653 t. Versandt wurden nach Narvik 303 837 t und nach Luleå 7120 t. Die Arbeitszeit betrug 5½ Tage wöchentlich. Beschäftigt wurden Ende des Jahres 182 Mann. Die Grube in Malmberget förderte 1 218 847 t, woraus 962 467 t Ausfuhrerz gewonnen wurden. In

den Anreicherungsanlagen wurden 80 720 t Schlich hergestellt. Nach Luleå wurden 1 016 162 t Ausfuhrerz, nach Narvik 84 834 t und unmittelbar an Verbraucher 46 t versandt. Die Arbeitszeit betrug im allgemeinen vier Tage wöchentlich. Ende des Jahres waren 729 Mann beschäftigt.

Ueber Narvik und Luleå wurden für Rechnung der Gesellschaft folgende Mengen Erz verschifft:

	Ueber Narvik		Ueber Luleå	
	1935 t	1936 t	1935 t	1936 t
Kiruna-Erz	3 362 233	4 621 458	267 912	210 497
Luossavaara-Erz	373 572	348 578	7 307	8 804
Gellivare-Erz	—	84 834	889 551	1 863 790
Tuollavaara-Erz	46 007	109 403	5 270	2 190
Preja-Erz	—	—	68 239	105 748
	3 781 812	5 164 273	1 238 279	2 191 029

Ueber die gesamte Erzbewegung der Gesellschaft im abgelaufenen Geschäftsjahre gibt folgende Aufstellung Aufschluß.

Erzbewegung vom 1. Okt. 1935 bis 30. Sept. 1936	Kiruna-Erz t	Luossavaara-Erz t	Gellivare-Erz t	Zusammen t
Lagerbestand am 1. Okt. 1935				
an den Gruben	16 715	18 439	48 581	83 735
in Narvik	402 902	103 833	—	506 735
in Luleå	97 258	1 745	1 395 376	1 494 379
zusammen	516 875	124 017	1 443 957	2 084 849
Förderung während des Jahres	4 781 449	310 653	1 043 188	6 135 290
zusammen	5 298 324	434 670	2 487 145	8 220 139
Während des Jahres verkauft	4 832 043	357 383	1 948 670	7 138 096
	466 281	77 287	538 475	1 082 043
Lagerverlust	38 057	2 824	27 010	67 891
	428 224	74 463	511 465	1 014 152
Lagerbestand am 30. Sept. 1936				
an den Gruben	2 634	18 134	991	21 759
in Narvik	371 889	56 329	—	428 218
in Luleå	53 701	—	510 474	564 175
	428 224	74 463	511 465	1 014 152

Vereins-Nachrichten.

Aus dem Leben des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

(März 1937.)

Am 1. März 1937 kam der Schriftleitungsausschuß des Schmiermittelausschusses mit Mitgliedern der Gesellschaft für Mineralölforschung zu einer Aussprache über Einwendungen gegen die DIN-Vornorm E 6511 und 6512 „Bezeichnung von Mineralölzerzeugnissen und verwandten Stoffen“ zusammen. Die Aussprache führte zu einer vollständigen Klärung.

Mit Fragen der Sodaverwendung in der Eisenindustrie befaßte sich eine Besprechung zwischen Vertretern der beteiligten Werke, die am 3. März stattfand.

Am gleichen Tage fand eine Besprechung von Vertretern der Hochofenwerke statt, die der Einführung der Hochofenschlacke als Kalkdüngemittel galt.

In einer Sitzung des vom Chemikerausschuß eingesetzten Unterausschusses für die Untersuchung von Zuschlägen vom 5. März wurden verschiedene Verfahren zur Analyse des Flußspats, insbesondere zur Bestimmung des Fluors, durchgesprochen und weitere Gemeinschaftsarbeiten zu diesem Zweck beschlossen.

Anschließend tagte der Arbeitsausschuß des Chemikerausschusses, um die Verteilung neuer Beiträge für das Laboratoriumsbuch vorzunehmen und sich über weitere in Angriff zu nehmende Arbeiten auszusprechen.

Der Ofenausschuß hielt am 10. März seine 13. Sitzung ab. Es wurde Bericht erstattet über den heutigen Stand des Baues und Betriebes der Durchlaufglühöfen für Feinbleche. An den Bericht schloß sich eine lebhafte Aussprache über Erfahrungen mit Durchlaufglühöfen, Kistenglühöfen und Haubenglühöfen an.

Am 11. März wurden vor dem Schmiermittelausschuß zwei Vorträge über Sammlung und Regenerierung von Altöl gehalten. Der Sitzung ging eine Besichtigung der Benzingerwinungsanlage des Steinkohlenbergwerkes Rheinpreußen voraus.

In einer Sitzung des Arbeitsausschusses des Werkstoffausschusses am 12. März wurde eine größere Anzahl laufender Angelegenheiten besprochen. Es folgte ein Bericht über die Entwicklung der Kaltstauwerkstoffe in Deutschland und Amerika.

In einer Vollsitzung des Werkstoffausschusses, die ebenfalls am 12. März stattfand, wurden Berichte über Betriebswirtschaft und Güteüberwachung, über Aufgaben der Qualitätsstelle eines Hüttenwerkes und über die Einwirkung von Wasserstoff bei hohem Druck auf Stahl erstattet.

In einer Sitzung des Unterausschusses für Gußeisen vom 16. März wurden die laufenden Arbeiten dieses Ausschusses besprochen und vor allem neuere Versuchsergebnisse über den Dickeneinfluß beim Gußeisen erörtert.

Am 18. März hielt der Vorstand des Vereins seine diesjährige Frühjahrssitzung ab, über deren Inhalt ein Bericht in der nächsten Ausgabe dieser Zeitschrift folgen wird.

Am 19. März fand in einem Kreise von Ingenieuren aus Hochofen- und Maschinenbetrieben und Vertretern der Wärmestelle eine Besprechung über den Windverbrauch und die Verluste in Hochofenanlagen statt. Die Ergebnisse werden in erweiterter Form einem der Fachausschüsse des Vereins zur weiteren Aussprache überwiesen werden.

Die Technische Kommission des Grobblechverbandes befaßte sich am 22. März mit Gütefragen.

In einer Sitzung des Arbeitsausschusses des Stahlwerkstoffausschusses vom 23. März wurde gemeinsam mit Vertretern des Hochofenausschusses die Manganwirtschaft bei der Stahlerzeugung besprochen.

Am gleichen Tage wurde im kleinsten Kreise eine Besprechung über die Umstellung von Kaltwalzwerken auf Kunstharzpreßstoff abgehalten. Beteiligt waren Vertreter von Eisenhüttenwerken, Kunstharzpreßstoff-Fachleute und Hersteller von Kaltwalzwerken.

Ferner hielt am 23. März der vom Arbeitsausschuß des Ausschusses für Betriebswirtschaft „Vereinheitlichung des Rechnungswesens und Betriebsvergleiches“ eingesetzte vorläufige Unterausschuß „Kontenrahmen“ seine erste Besprechung ab und legte einige Hauptgesichtspunkte für die Aufstellung eines einheitlichen Kontenrahmens, Kontenplanes und Kontenverzeichnisses für die Eisenindustrie fest. Der Entwurf für den einheitlichen Kontenrahmen wurde besprochen; es wurde beschlossen.

gleichzeitig die Arbeiten für einheitliche Kalkulationsrichtlinien für die Eisenindustrie umgehend aufzunehmen.

Am 24. März fand eine Besprechung statt, die sich mit den internationalen Stahlnormen (Unterkommission 1) befaßte.

Eine Sitzung des Arbeitsausschusses des Werkstoffausschusses vom 24. März war ausschließlich einer Besprechung der Aufgaben gewidmet, die sich für den Werkstoffausschuß aus dem Vierjahresplan ergeben.

Verschiedene Sitzungen, teils in kleinerem, teils in größerem Kreise, befaßten sich mit den Aufgaben des Arbeitskreises der Eisen schaffenden Industrie für den Vierjahresplan.

Aus dem Arbeitsgebiet unserer Zweigvereine ist zu berichten, daß in der Eisenhütte Oberschlesien die Fachgruppe Hochofen und Kokerei am 2. März tagte, um einen Bericht über die Veredelung der Steinkohle in der Wärme, einen Bericht über die letzte Kokereiausschuß-Sitzung im Westen und einen Schriftumsbericht über Kohle und Koks (2. Halbjahr 1936) entgegenzunehmen. Außerdem wurden Betriebsfragen besprochen.

Die Fachgruppe Stahlwerk und Walzwerk hielt am 24. März eine Sitzung ab, in der Berichte über Beizfragen sowie über die Abbrand- und Durchwärmungsarbeiten der Wärme- stelle Düsseldorf und schließlich ein Reisebericht erstattet wurden.

In dem Zweigverein Eisenhütte Südwest tagte am 4. März die Fachgruppe Kokerei, um zu den von der Wärme- stelle Düsseldorf aufgestellten Vorschlägen zu einer einheitlichen Begriffsbestimmung und Festlegung von Kennzahlen für Hütten- kokereien (2. Fassung) Stellung zu nehmen.

Am 6. März trat der Vorstand des Zweigvereins zu einer kurzen Sitzung zusammen, und am 7. März folgte die Haupt- versammlung der Eisenhütte Südwest, über die wir an anderer Stelle dieser Zeitschrift¹⁾ berichtet haben.

In der Eisenhütte Oesterreich trat am 20. März der Fachausschuß für Dauerprüfung zusammen, um Berichte über den Einfluß des Verschmiedungsgrades auf die Biegegeschel- festigkeit von Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl und Mitteilungen über die bisherige Gemeinschaftsarbeit entgegenzunehmen.

Gemeinsam mit der Gesellschaft von Freunden der Leobener Hochschule veranstaltete die Eisenhütte Oesterreich am 20. März einen Vortragsabend mit einem Bericht über Zündgeschwindig- keit von Kohlenstauben.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Ammon, Richard*, Dr.-Ing., Dürener Metallwerke A.-G., Haupt- verwaltung, Berlin-Borsigwalde; Wohnung: Berlin-Frohnau, Im Fischgrund 2.
- Bannenberg, Wilhelm*, Dipl.-Ing., Fabrikdirektor der Yale & Towne Mfg. Co., Velbert; Wohnung: Hösel, Hermann-Göring-Straße.
- Becker, Theodor*, Direktor, Carl Spaeter G. m. b. H., Duisburg; Wohnung: Moselstr. 37.
- Bierwes, Heinrich*, Dr. phil. h. c., Generaldirektor i. R., Berlin- Dahlem, Am Hirschsprung 49.
- Brandt, Adolf*, Ingenieur, Dortmund, Lindemannstr. 71.
- Büchler, Karl*, Dipl.-Ing., Hochofenassistent, Ruhrstahl A.-G., Henrichshütte, Hattingen (Ruhr); Wohnung: Oststr. 3.
- Busch, Horst*, Dr.-Ing., Gutehoffnungshütte Oberhausen A.-G., Werk Sterkrade, Oberhausen-Sterkrade; Wohnung: Bahnhof- straße 48.
- Chelius, Karl*, Direktor, Saalfeld (Saale), Lindenstr. 12.
- Chladek, Franz*, Dipl.-Ing., Berlin-Charlottenburg 1, Lohmeyer- straße 25/3.
- Cowes, Herman*, Ingenieur, Vuoksenniska (Finnland).
- Eltze, Hans*, Industrieller, Reichsgruppe Industrie, Berlin W 50; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 2, Goethestr. 1.
- Fischer, Max*, Dipl.-Ing., Obergeringenieur, Neunkircher Eisenwerk A.-G. vorm. Gebr. Stumm, Neunkirchen (Saar); Wohnung: Beethovenstr. 6.

¹⁾ Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 356/58.

- Gorholt, Paul*, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Rath; Wohnung: Düsseldorf-Unterrath, Ahornallee 8.
- Gottwald, Alex*, Dr.-Ing., Demag A.-G., Duisburg; Wohnung: Neckarstr. 10.
- Herzfeld, Martin*, Dr., Dipl.-Ing., Patentanwalt, Düsseldorf 1, Bismarckstr. 19.
- Hetzler, Max*, Dipl.-Ing., Röchling'sche Eisen- u. Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar); Wohnung: Bergstr. 17.
- Hoffmann, Richard*, Ingenieur, Neunkircher Eisenwerk A.-G. vorm. Gebr. Stumm, Neunkirchen; Wohnung: Wiebelskirchen (Saar), Neunkircher Str. 40.
- Knüppel, Helmut*, Dipl.-Ing., Verein deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf 1; Wohnung: Richardstr. 117.
- Liesegang, Wilhelm*, Dr.-Ing., Obergeringenieur, Techn. Büro Essen der Siemens & Halske A.-G.; Wohnung: Essen-Werden, Heckstr. 75.
- Lückerath, Werner*, Dr.-Ing., August-Thyssen-Hütte A.-G., Werk Thyssenhütte, Duisburg-Hamborn; Wohnung: Siemensstr. 5.
- Luhn, Carlheinz*, Dipl.-Ing., Wuppertal-Barmen, Hohenzollern- straße 22.
- Mareh, Walther*, Obergeringenieur, Siemens-Planiawerke A.-G. für Kohlefabrikate, Berlin-Lichtenberg; Wohnung: Bergholz-Reh- brücke über Potsdam, Straße des 21. März Nr. 21.
- Mödder, Otto*, Ingenieur, Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magde- burg-Buckau.
- Patalong, Herbert*, Dr.-Ing., I.-G. Farbenindustrie A.-G., Mann- heim; Wohnung: Kantstr. 3.
- Pohle, Ewald*, Zivilingenieur, öffentl. angest. u. vereid. Sachver- ständiger, Duisburg, Kühlenwall 24.
- Raffloer, Walter*, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, Krupp Treibstoffwerk G. m. b. H., Essen; Wohnung: Wanne-Eickel, Eickeler Str. 28.
- Reckling, Emil*, Fabrikdirektor a. D., Saarbrücken 2, Feldmann- straße 34.
- Rodrian, Hermann*, cand. rer. met., Aachen, Am Hügel 9.
- Roth, Albert*, Dr. phil., Vereinigte Aluminium-Werke A.-G., Lautawerk (Lausitz).
- Schlicksupp, Richard*, Handlungsbevollmächtigter, Kohle- u. Eisenforschung G. m. b. H., Forschungsabt. Düsseldorf 1; Wohnung: Düsseldorf-Gerresheim, Hahnenfurter Str. 7.
- Seidler, Karl*, Betriebsingenieur, Deutsche Edelstahlwerke A.-G., Krefeld; Wohnung: Willich (Bez. Düsseldorf), Anrather Str. 36.
- Tillmanns, Hanns-Eberhard*, Dr.-Ing., Dyckerhoff-Portland- zementwerke A.-G., Amöneburg (Post Wiesbaden-Biebrich); Wohnung: Niederfeldstr. 3.
- Voos, Ernst*, Dr.-Ing., Hochofenassistent, Fried. Krupp A.-G., Friedrich-Alfred-Hütte, Rheinhausen; Wohnung: Rheinhausen- Hochemmerich (Niederrh.), Goethestr. 10.
- Wandelen, Michael van*, Ingenieur, Poetter G. m. b. H., Düssel- dorf 10; Wohnung: Kühlwetterstr. 5.
- Wassermann, Günter*, Dr. phil. habil., Metallgesellschaft A.-G., Frankfurt (Main) 1; Wohnung: Raimundstr. 109.
- Weidemann, Heinz*, Dipl.-Ing., Stahlwerksassistent, Rheinmetall- Borsig A.-G., Werk Borsig Berlin-Tegel, Berlin-Tegel; Woh- nung: Schlieperstr. 46.
- Weyer, Wilhelm*, Ingenieur, Berlin W 30, Geisbergstr. 13.
- Wiesemann, Heinrich*, Obergeringenieur i. R., Dortmund, Winterfeld- straße 29.
- Wolff, Erich*, Dipl.-Ing., Obergeringenieur, Ilseder Hütte Abt. Peiner Walzwerk, Peine; Wohnung: Sackpfeifenberg 20.
- Zielinski, Feliks*, Dipl.-Ing., Vizedirektor, Huta Pokoj S. A., Nowy Bytom (Polen), Niedurnego 65.

Gestorben.

Zobel, Otto, Obergeringenieur, Hajduki Wielkie. * 15. 8. 1872. † 30. 3. 1937.

Neue Mitglieder.

Ordentliche Mitglieder.

Betzhold, Fritz, Dr.-Ing., Oberregierungsbaurat a. D., Otto Wolff Eisengroßhandlung, Berlin; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Reichsstr. 37.

Eisenhütte Oberschlesien

Zweigverein des Vereins deutscher Eisenhüttenleute

Hauptversammlung am 10. und 11. April 1937
in Gleiwitz, O.-S.

Einzelheiten siehe Stahl u. Eisen 57 (1937) Heft 11, Seite 311.

Eisenhütte Oesterreich.

Hauptversammlung am 14. Mai 1937 in Leoben.

Einzelheiten werden noch bekanntgegeben werden.

Brandt, Heinz, Prokurist, Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Köln-Lindenthal, Franzstr. 58.
Hübner, Carl, Prokurist, Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Köln-Sülz, Sülzgürtel 62.
Laupichler, Otto, Prokurist, Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Johannes-Müller-Str. 44.
Lichte, Wilhelm, Direktor, Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Köln-Lindenthal, Bardenheuerstr. 5.
Redlich, Ernst, Direktor, Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Stenzelbergstr. 18.

Siedersleben, Rudolf, Teilhaber der Fa. Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Marienburger Str. 19.
Trimborn, Cornelius, Dr. jur., Rechtsanwalt u. Syndikus der Fa. Otto Wolff Eisengroßhandlung, Köln; Wohnung: Herwarthstraße 24.
Vargha, Koloman, Dr.-Ing., Oberingenieur, Rimamurany-Salgotarjaner Eisenwerks A.-G., Budapest I (Ungarn), Gellertheyg utca 34.
Viswanath, B., B. E., General Manager, Mysore Iron & Steel Works, Bhadravati (Brit.-Indien), Asien.

Arthur Proschek †.

„Mitten wir im Leben sind mit dem Tod umfängen.“ Am Montag noch nahm Arthur Proschek an der Beerdigung der Mutter eines seiner engsten Mitarbeiter und treuen Helfer teil, der Dienstag sah ihn bei mancherlei Sitzungen und Beratungen, am Mittwoch war er den Tag über auf dem Werk, am Donnerstag entschloß er sich, von dort aus den Arzt aufzusuchen, der ihn im Krankenhaus zur Operation zurückhielt, und zwei Tage darauf, am Samstag, dem 6. Februar 1937, gegen 23 Uhr, tat er den letzten Atemzug.

Wer am Sonntag früh von dem plötzlichen Tode erfuhr — sei es durch mündliche Botschaft, sei es, wie bei seinen vielen Freunden in Deutschland und Oesterreich, durch den Draht —, war wie gelähmt. Den Mann, den man noch eben unter sich gesehen, den Mann mit der freudigen Lebensbejahung, mit der starken geistigen Regsamkeit, mit der lebhaften Anteilnahme an allem Geschehen, mit dem starken Kritikbedürfnis, mit seinem gütigen Humor, aber auch mit seinem oft schlagartigen und beißenden Witz, — ihn nicht mehr unter den Lebenden zu wissen, überstieg menschliches Fassungsvermögen.

Arthur Proschek wurde am 23. Mai 1878 in Smichow, einem heute als westlicher Vorort zu Prag gehörenden Städtchen, geboren. Die Umwelt, in der er aufwuchs, hat den stärksten Einfluß auf seine Bildung als Mensch gehabt. Er erlebte hier die Spannungen des Nationalitätenkampfes an einem der vielen, aber vielleicht entscheidenden Brennpunkte innerhalb der österreichisch-ungarischen Monarchie. Das Volksbewußtsein wird durch solche Kämpfe geschärft, und aus ihm entstammen dann Männer, die mit ihm mehr verwachsen und verwurzelt sind als andere, die unter gleicher Rasse und Sprache aufwachsen und leben.

Als er mit 20 Jahren in Stockerau bei Wien seine erste kaufmännische Tätigkeit bei der Eisengießerei Weipert antrat, fand er sich auch hier in einer Umwelt, die vom politischen Kampf erfüllt war. Es war kein eigentlicher Kampf der Parteien, der hier herrschte, aber ein Kampf der Meinungen, der Scheidung der Geister. Man muß etwas von der Geschichte des alten Oesterreich kennen, um die Fragestellung zu verstehen. Man war vor allen Dingen deutsch, und zwar großdeutsch, man war für Schwarzrotgold als Versinnbildlichung des Gesamtdeutchtums, man sang die verbotene „Wacht am Rhein“, um diese Gesinnung auch nach außen hin zu beweisen, man fand sich im Turnverein zusammen, der selbstverständlich dem Turnen galt, der aber nur in innigerem Zusammenhang mit dem Volksbewußtsein denkbar war und auch zu jenen Zeiten über feste Arierparagrafen verfügte. Politisch war es wohl Georg von Schönerer, der, wenigstens in seinen Grundzügen, als Führer galt, und später Karl Hermann Wolf, dessen Aufstieg die Hoffnung aller jener Kreise war, und dessen Scheitern tiefe Niedergeschlagenheit auslöste. Die Zielsetzung dieser Politiker war in dem Nationalitätenstaat ausgesprochen deutsch, antidynastisch, antisemitisch, vor allem aber antiklerikal. Arthur Proschek hat diesen Bewegungen nahegestanden, wenn er sich auch nie unmittelbar mit Politik beschäftigte. Er hat aber während seines ganzen Lebens ein besonders inniges Verhältnis zum deutschen Wesen, zur deutschen Sprache, zu deutscher Musik gehabt, begleitet von einem fast körperlichen Widerwillen gegen alles, was sich dem Gebiete der „Phrase“ nähern könnte, gegen Konvention und äußere Form, wo sie ihm als Selbstzweck erschien.

Mit dem Beginn des Jahres 1904 trat Proschek bei der Firma Böhler in Wien ein und siedelte nach dort über. Nach vier Jahren wurde er Abteilungsvorstand, und er hat fast zehn Jahre in dieser Stellung gewirkt. Was ihm den verhältnismäßig schnellen Aufstieg in dieser überlieferungsgebundenen Firma ermöglichte, was

ihm sein Auswirken gestattete, war zweifellos seine schnelle Auffassungsgabe, seine klare Beurteilung jedes neuen Falles sowie seine Fähigkeit und Entschlußkraft, auch neue, dem Gewohnten ungebrauchliche Wege zu beschreiten. So war es denn naheliegend, daß die Firma Böhler ihm im Jahre 1917 vielleicht die verantwortungsvollste Stellung übertrug, die sie an einen Kaufmann zu vergeben hatte: die Leitung des neu errichteten, eben erst fertiggestellten Werkes in Düsseldorf. Die Aufgaben, die das neue Werk stellte, waren mannigfacher Art. Für österreichische Verhältnisse war es eine neue Umgebung an Rhein und Ruhr, und langsam und mit Bedacht mußten erst Stellung und Ansehen erworben werden, die für Namen und Werk zu beanspruchen man ein Recht hatte.

Wie weit nicht nur diese Aufgabe gelöst wurde, sondern wie sehr auch die neue kaufmännische Leitung die in sie gesetzten Erwartungen erfüllte, davon haben die Kundgebungen bei der Trauerfeier am 10. Februar Zeugnis abgelegt. Aber neben dieser eigentlichen Unternehmertätigkeit stand Arthur Proschek als Helfer den Angestellten und Arbeitern zur Seite. Er konnte und wußte zu helfen, und die Art, wie er half, hatte etwas Beglückendes. Die einzelne Notlage war für ihn kein Fall, der eine aktemäßige Erledigung erheischte, sondern er wußte Rat von der menschlichen Not und Sorge aus, und die helfende Tat, die von ihm ausging, hat so öfter, als es sonst möglich gewesen wäre, Nöte gelindert oder behoben und Sorgen geglättet.

Besondere sachliche und persönliche Erfolge waren ihm im Verbandsleben beschieden. Im Jahre 1924 wurde er stellvertretender Vorsitzender des Edelfahl-Verbandes, und nach dem Tode Richard Bischoffs im Jahre 1929 wurde er dessen Nachfolger als erster Vorsitzender. Diese Stellung hat er, neben manchem anderen Ehrenamt, bis zu seinem Tode innegehabt, und er war so sehr mit ihm verwachsen, daß sein Name unloslich mit der Verbandsgeschichte der deutschen Edelfahlindustrie verbunden sein wird. Weniger die große Repräsentation als die Arbeit im Kleinen lag ihm, wie ihm besonders die Verhandlungsführung in engeren Kreisen in vorbildlicher Form gelang. Und diese weniger nach außen hin sichtbare Tätigkeit sowie die stete, immer wieder auf Ueberlieferung fußende, von ganz einfachen Grundwahrheiten ausgehende Beratung und Führung war es, „die ihm“, wie an seinem Sarge gesagt wurde, „so manche Frucht reifen ließen, die wir anderen nur im Ueberschwang der Kräfte glauben uns erringen zu können“. Diese Art war es auch, die ihm treue Freundschaft, Verehrung und ein Maß von Liebe erwarb, von der die Abschiedsfeier an seinem Sarge ein so erhebendes und ergreifendes Bild bot.

Unter den zahlreichen Mittrauernden waren auch viele Mitglieder des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, dem der Heimgegangene fast zwei Jahrzehnte angehört hat. Seine Tätigkeit als Werksleiter und gleichzeitiger Vorsitzender des Edelfahl-Verbandes brachte ihn in ständige und enge Berührung mit dem Verein, an dessen Arbeiten, insbesondere auf dem Edelfahlgebiet, er lebhaftesten Anteil genommen hat.

Draußen in Meererbush bei Buderich steht das Haus, das er sich vor zehn Jahren erbaut hatte. Ein Garten umgibt es, mit weiter Rasenfläche und schlank gewachsenen Bäumen. Im Frühjahr blüht der Garten auf, und den Sommer über will dieses Blütenmeer, ständig blühend, verblühend und wieder neu erblühend, nicht zur Ruhe kommen. Wer hier einmal Arthur Proschek erlebte, im Kreise von Gattin, Tochter, Schwiegersohn und Enkeln, der wußte, auf welchem Boden er sein Haus gebaut und aus welchen Wurzeln er die Kraft zog, die ihn den Alltagskampf bestehen ließ.



Arthur Proschek