

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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

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

HEFT 42

19. OKTOBER 1939

59. JAHRGANG

Die Gewinnung hochprozentiger Vanadinschlacke im Thomaskonverter und ihre Verwendung im Lichtbogenofen.

Von Albrecht Harr in Dortmund*).

[Bericht Nr. 359 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute**).]

(Schriftumsübersicht über die Möglichkeiten, Vanadin aus dem Roheisen zu gewinnen. Eigene Betriebsuntersuchungen über die Herstellung von Vanadinroheisen, den Frischverlauf im Thomaswerk, den Einfluß des Walzsinterzusatzes und der Temperatur. Einfluß der Blasezeit und des Flüssigkeitsgrades der Schlacke auf das Vanadinausbringen. Theoretische Betrachtungen zur Vanadinschlackenerzeugung. Herstellung einer besonders phosphorarmen Vanadinschlacke. Reduktion der Vanadinschlacke im Lichtbogenofen.)

Im Rahmen des Vierjahresplanes ist der deutschen Eisenindustrie die Aufgabe gestellt, sich weitgehend von ausländischen Rohstoffen frei zu machen.

Infolge dieser Umstellung und durch das starke Anwachsen der deutschen Rohstahlerzeugung ist der deutsche Vanadinbedarf in den letzten Jahren stark gestiegen. Bis auf geringe Vanadinmengen, die aus dem Mansfelder Kupferschiefer und aus Flugstaub ölgeheizter Kessel zu gewinnen sind, wurden in Deutschland früher nur ausländische Rohstoffe¹⁾ verarbeitet, und zwar in den letzten Jahren vor allem die südwestafrikanischen Otavi-Erze, ferner auch Vanadinschlacken des Christiania-Spigerverk, Norwegen. Der Bedarf an Vanadin ist bei der starken Steigerung des deutschen Verbrauchs nur dadurch zu decken, daß es aus dem aus phosphorhaltigen Eisenerzen erblasenen Roheisen gewonnen wird²⁾³⁾. Im Hochofen geht es bis zu 80% in das Roheisen. In den meisten deutschen Thomaswerken enthält das Roheisen etwa 0,12% V, das üblicherweise in die Thomasschlacke geht. Legt man diesen Gehalt zugrunde, so errechnet sich bei einer Erzeugung von 10,7 Millionen t Thomasroheisen im Jahre 1937 eine Vanadinmenge von 12 840 t, die den deutschen Thomasstahlwerken im Roheisen zugeführt wird.

Verfahren zur Gewinnung von Vanadin.

Verfahren zur Gewinnung des Vanadins aus Roheisen sind schon sehr alt⁴⁾, so die Verfahren von Fritzsche, 1851, und von Riley, 1864, bei denen das Roheisen mit Säure gelöst wird. In großem Maße wurde bereits 1882 auf dem Stahlwerk Le Creusot Vanadin aus Thomasschlacke gewonnen durch Ausziehen mit Salzsäure und anschließender Fällung als Phosphat. Die Werke von Le Creusot waren

für einige Jahre die bedeutendsten Hersteller von Vanadinsalzen geworden. Diese Art der Gewinnung, die erste auf einem Eisenhüttenwerk, wurde unwirtschaftlich infolge der Preissenkung für Vanadin nach Aufschluß reichhaltiger Fundstätten; diese Arbeitsweise wurde jedoch im Weltkrieg noch einmal von der Dillinger Hütte aufgenommen.

Auf neue Grundlagen wurde die Frage der Vanadinerzeugung in der Nachkriegszeit gestellt. Hier sind besonders die Arbeiten von W. L. Goodwin und W. P. Firth⁵⁾ sowie von R. v. Seth⁶⁾ zu erwähnen. Versuche hierzu machten in Deutschland vor allem die Röchling'schen Eisen- und Stahlwerke in Völklingen⁷⁾. Später wurden die Versuche auch auf anderen Hüttenwerken mit üblichem Thomasroheisen im basischen Konverter wiederholt. Die so gewonnenen Schlacken haben jedoch infolge des ungünstigen Verhältnisses des Vanadinegehaltes im Roheisen zu den übrigen Eisenbegleitern einen sehr niedrigen Gehalt von etwa 2 bis 4% V, so daß die Wirtschaftlichkeit ihrer Aufbereitung zunächst in Frage gestellt schien. Durch Entfernung der Mangansilikatschlacke, die sich beim Frischen des Thomasroheisens im Thomaskonverter vor der Vanadinschlacke bildet, kann der Vanadinegehalt der Schlacke jedoch erhöht werden⁸⁾⁹⁾. Es wird dabei in drei Abschnitten geblasen: Zunächst erfolgt das Verschlacken des Siliziums mit einem Teil des Mangans, dann des Vanadins. Zum Schluß wird die Schmelze auf üblichen Thomasstahl fertiggeblasen. Auf diese Weise ist es gelungen, auch aus üblichem Thomasroheisen eine Schlacke mit befriedigendem Vanadinegehalt zu erzielen.

Einen anderen Weg hat zuerst die Firma Röchling beschritten, um eine höher konzentrierte Schlacke zu gewinnen, und zwar wurde das Roheisen an Vanadin angereichert. Es ist bereits von L. Blum¹⁰⁾ darauf hin-

*) Von der Bergakademie Clausthal genehmigte Dr.-Ing.-Dissertation (1939).

**) Vorgetragen auf der Sitzung des Unterausschusses für Thomasbetrieb am 4. November 1938. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahl Eisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Hougardy, H.: Die Vanadinstähle. Berlin 1934.

²⁾ Zieler, H.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 749/56.

³⁾ Hermann, F.: Metallwirtsch. 15 (1936) S. 1007/15.

⁴⁾ Fester, G.: Die chemische Technologie des Vanadins. Stuttgart 1914.

⁵⁾ DRP. 399 950 vom November 1919.

⁶⁾ Metall u. Erz 22 (1925) S. 219/22; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 839/41; Jernk. Ann. 108 (1924) S. 561/83; DRP. 409 487 vom Januar 1924 (schwedische Priorität).

⁷⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 964.

⁸⁾ Dixon, J. L.: Amer. Patent 1 521 607 vom Januar 1922.

⁹⁾ Deutsche Patentanmeldung T 45 007, Kl. 40 a, Gr. 46/40, vom 2. März 1935.

¹⁰⁾ Stahl u. Eisen 35 (1915) S. 14/18 (Chem.-Aussch. 21).

Zahlentafel 1. Zusammensetzung von Vanadinträgern.

	Konverterauswurfstoffe					Thomas- schlacke	Phosphat- schlacke aus dem Siemens- Martin-Ofen
	Dachstaub ¹⁾	Dachstaub von mangan- armem Roheisen	Grobeisen ²⁾	Kamin- schalen ³⁾	Kaminbären		
	%	%	%	%	%		
Gesamt-Fe . . .	25 bis 27	23	35	74	84	10 bis 11	9
Mn	6	1,5	4	1,5	1,2	2,5 bis 4,0	6
SiO ₂	8	10	4	1,3	1	9 bis 10	10
Al ₂ O ₃ + TiO ₂	1,5	—	0,8	0,65	0,1	1,0	2,0
CaO	30	40	36	9	4,5	48,0	40
MgO	5	—	1,4	0,65	0,04	2,5	5
S	0,08	—	0,03	0,02	0,03	0,15	0,1
P	4,4	6,5	2,6	1,7	0,8	8 bis 9	11
V	0,8 bis 1,0	1,5	0,6	0,17	0,07	0,5 bis 0,6	0,95

Begriffsbestimmungen:

¹⁾ Dachstaub ist der Teil der Konverterauswurfstoffe, der in feinkörniger Form auf den Dächern des Thomaswerks, den anliegenden Plätzen oder im Konverterkamin niedergeht.

²⁾ Grobeisen sind die auf dem Boden des hinteren Kamins liegenden schlackenähnlichen, zusammengebackenen Auswurfstoffe.

³⁾ Kaminschalen sind die an den Kaminwänden anhaftenden metallartigen Schalen. Kaminbären sind die am vorderen Rand des Kamins liegenden Bären, die nur bei schlecht blasendem Eisen mit viel Auswurf entstehen.

gewiesen worden, daß Roh-eisenmischer- und Roheisen-pfannenschlacken an Vanadin angereichert sind, und daß bei der alleinigen Verhüttung dieser Schlacken sich ein vanadin-reicheres Roheisen erzeugen läßt. Der Entfall an diesen Schlacken ist jedoch verhält-nismäßig gering, so daß daraus nur eine geringe Menge Vana-dinroheisen hergestellt werden kann. Röchling benutzt zur Anreicherung den vanadinhal-tigen Konverterauswurf, vorallem den Dachstaub²⁾¹¹⁾. Dieser Dachstaub wird im Hochofen zusammen mit ande-ren Erzen am besten als Sinter verhüttet; dabei erzielt man ein Roheisen mit hohem Ge-halt bis 2 % V. Aus diesem Roheisen wird dann durch Frischen im Konverter, in einer Frischtrommel oder auch in der Pfanne eine hochvanadinhaltige Schlacke gewonnen. Diese Arbeitsweise hat den Vorteil, daß die Konverteran-lagen weniger stark belastet werden.

Als Weiterverarbeitung war bisher nur die chemische Aufarbeitung zu Ferrovanadin bekannt²⁾, diese ist aber umständlich und teuer und das Ausbringen wenig befriedigend. Es wurde deshalb eine Arbeitsweise entwickelt, bei der eine hochprozentige Schlacke anfällt, deren Zusammen-setzung eine unmittelbare Verwendung zum Legieren von Stählen im Lichtbogenofen ermöglicht. Dabei wird neben Vanadin auch Mangan nutzbar gemacht.

Herstellung des Vanadinroheisens.

Als Vanadinträger zur Erzeugung eines vanadinreichen Roheisens kommt für die deutschen Hüttenwerke zunächst Konverterauswurf in Frage, daneben auch Thomas-schlacke sowie die entsprechenden Schlacken des Thomas-roheisen-Erz-Verfahrens, nämlich Siemens-Martin-Phos-phatschlacken. Diese Stoffe sind um so besser geeignet, je höher der Metallgehalt und je größer das Verhältnis Vanadin:Eisen ist. Bei hohem Metallgehalt ist das Möllerausbringen günstig, die Schlackenmenge klein. Je höher der Vanadinegehalt im Verhältnis zum Eisengehalt ist, desto höher wird auch der Vanadinegehalt des Roheisens. In der *Zahlentafel 1* ist die Zusammensetzung dieser Vanadinträger angegeben. Bei den Konverterauswurfstoffen sind diejenigen am vanadinreichsten, die am weitesten von den Konverter-abgasen mitgerissen werden. Sie sind am leichtesten, weil sie lediglich aus Schlacke bestehen. Dabei ist ihr Eisengehalt noch befriedigend hoch, so daß sie im Hochofen gut ver-hüttet werden können. Bei den obengenannten Phosphat-schlacken ist zwar der Vanadinegehalt auch befriedigend, aber der Eisengehalt ist doch so niedrig, daß ihre Verhüttung infolge des schlechten Möllerausbringens und der großen Schlackenmenge wesentlich höhere Kosten verursacht. Nachteilig ist bei den Schlacken auch der sehr hohe Phos-phorgehalt, der im Vanadinroheisen unerwünscht ist. Bei allen aufgeführten Vanadinträgern stört ferner der hohe Kalkgehalt bei niedrigem Kieselsäuregehalt. Es ist deshalb nicht möglich, diese Vanadinträger allein im Hochofen einzusetzen, es müssen kieselsäurehaltige Stoffe zugeführt werden.

Das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Vanadin-roheisen wurde in einem Hochofen von 600 m³ Rauminhalt erblasen, der bei einem Möllerausbringen von 50 % eine Schmelzleistung von 600 t in 24 h aufweist.

Als Hauptvanadinträger diente in beiden Versuchs-abschnitten Dachstaub, der auf dem Dwight-Lloyd-Band gesintert wurde. Bei der Herstellungszeit I wählte man Rohspat als Rostbelag, der aber den Mangangehalt des Roheisens unnötig erhöht. Deshalb verwendete man bei der Herstellungszeit II Dachstaubsinter als Belag. Beide Male wurde aus dem obengenannten Grunde Sand zugegeben. Jedoch ergaben Betriebsversuche, daß auch ohne Sandzugabe ein einwandfreies, festes Sintergut erzeugt werden kann. Der Zusatz an Koksgrus als Brennstoff betrug nur 2 % gegenüber 6 % beim üblichen Sinter für Thomasroheisen. Der geringe Brennstoffbedarf erklärt sich zum Teil durch die frei werdende Bildungswärme bei der Verbindung von Kalk und Kieselsäure, zum Teil auch durch die Oxydation des metallischen Eisens im Dachstaub. Die Leistung des Sinterbandes war die gleiche wie im üblichen Betrieb.

Um die Belastung des Thomaswerks durch die Vanadin-schlackengewinnung möglichst gering zu halten, ging man bei der Wahl des Möllers von der Erwägung aus, ohne Rück-sicht auf die Herstellungskosten ein möglichst hochvanadin-haltiges Roheisen zu erzeugen. Es wurde deshalb ein Möller gesetzt, bei dem das Verhältnis Vanadin zu Eisen sehr hoch lag, was nur durch einen großen Anteil von Dach-staubsinter möglich war. Im Verlauf beider Schmelzzeiten wurde der Anteil an Dachstaubsinter im Möller immer mehr erhöht. In der Zeit I konnte man bis 80 % Sinter verarbeiten, dabei neigte der Ofen zum Hängen. In der Zeit II wurde mit saurerer Schlackenführung gearbeitet, dabei ließ sich der Sintersatz ohne Nachteil für den Ofengang bis auf 100 % steigern. Der Vanadinegehalt im Roheisen erreichte dabei 2%. Durch den hohen Anteil an Dachstaubsinter im Möller wurde das Möllerausbringen sehr niedrig, dementsprechend war die Schlackenmenge und der Koksatz sehr hoch, die Schmelzleistung des Ofens sehr gering.

Mit der großen Schlackenmenge mußte der Vanadin-verlust durch die Hochofenschlacke stark anwachsen. Die mittlere Zusammensetzung der Hochofenschlacke ist aus *Zahlentafel 2* ersichtlich. In der Herstellungszeit I gingen bei 309 kg Schlacke je t Roheisen 10 % des im Möller eingebrachten Vanadins durch die Hochofenschlacke verloren, in der Zeit II bei einer Schlackenmenge von

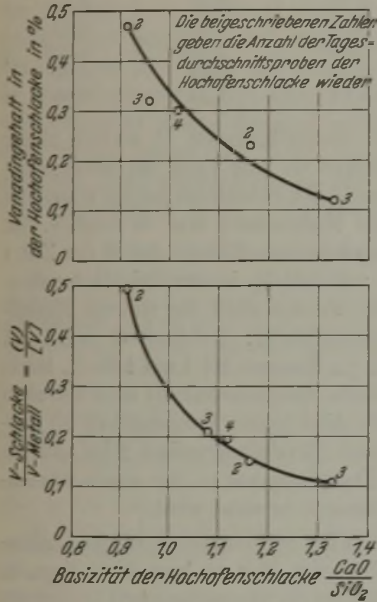
¹¹⁾ DRP. 616 597 vom August 1931.

Zahlentafel 2. Zusammensetzung von Hochofenschlacken während der Vanadinroheisenerzeugung. (Mittelwerte.)

	Herstellungszeit			Herstellungszeit	
	I %	II %		I %	II %
Fe	0,8	1,29	CaO	45,4	42,16
Mn	4,8	4,28	MgO	3,5	3,53
SiO ₂	34,2	39,14	S	1,4	0,92
Al ₂ O ₃	7,1	5,71	V	0,12	0,32

2470 kg/t stieg dieser Verlust sogar auf 33 %. Im Roheisen sind nur 72 % bzw. 59 % des eingebrachten Vanadins enthalten. Der Rest steckt im Gasstaub, in den Rinnenschalen, in Granalien usw. und kann bei länger andauerndem Betrieb wieder eingesetzt werden.

Der Vanadinverlust durch die Schlacke wird nicht nur bedingt durch die Schlackenmenge, sondern, wie Bild 1 zeigt, in starkem Maße durch die Basizität der Hochofenschlacke. Mit steigender Basizität wird ihr Vanadinhalt niedriger, ebenfalls wird das Verhältnis des Vanadinhalt der Schlacke (V) zum Vanadinhalt des Roheisens [V] kleiner, d. h. es wird weniger Vanadin verschlackt.



Die Basizität der Schlacke wird verringert durch einen Kieselsäurezusatz, also durch eine Erhöhung der Schlackenmenge. Damit ist bei mehr saurer Schlacke der Vanadinverlust mengenmäßig betrachtet noch größer, als es Bild 1 zunächst erkennen läßt, denn neben dem Vanadinhalt der Hochofenschlacke erhöht sich auch durch den Kieselsäurezusatz deren Menge je t Roheisen. Ergibt sich beispielsweise bei einer bestimmten Menge Vanadin im Hochofeneinsatz und bei einer Schlackenziffer CaO: SiO₂ = 1,3 ein Vanadinhalt im Roheisen von 1,5 %, so berechnet sich bei einer Schlackenziffer von 0,93, die ausschließlich durch Zusatz von Kieselsäure zum sonst unveränderten Möller erzielt wurde, bei gleichem Vanadineinsatz ein Roheisen mit nur 0,7 % V. Es ist also sehr wichtig, bei der Erzeugung des Vanadinroheisens aus Dachstaub eine möglichst basische Hochofenschlacke zu führen, um ein günstiges Vanadinausbringen zu erzielen. Deshalb ist auch damit zu rechnen, daß bei einer stärkeren Anwendung der sauren Schlackenführung im Hochofen der Vanadinhalt des Thomasroheisens bei gleichem Vanadineinsatz im Möller geringer werden wird. Die anteilige Menge Vanadin, die aus diesem Roheisen und aus dem bei seiner Verhüttung anfallenden Dachstaub zu gewinnen ist, sinkt also.

Bild 1. Abhängigkeit der Vanadinverschlackung am Hochofen von der Basizität der Hochofenschlacke.

Zu erwähnen ist noch, daß bei der basischen Schlackenführung auch der Mangangehalt des Roheisens und damit der Mangangehalt der im Konverter erzeugten Vanadinschlacke höher wird. Da Mangan und Vanadin sich im

Hochofen gleichartig verhalten, wird auch durch einen heißen Ofengang die Vanadinreduktion begünstigt.

Wie später gezeigt werden wird, ist eine Steigerung des Vanadinhalt im Roheisen über 0,6 % nicht von allzu großem Einfluß auf die Höhe des Vanadinhalt in der Schlacke. Für einen möglichst hohen Vanadinhalt im Roheisen sprechen somit bei genügendem Konverterraum lediglich die Verarbeitungskosten im Thomaswerk, da diese nur abhängig sind von der Menge des durchgesetzten Roheisens, nicht aber vom Vanadinhalt. Diese Verarbeitungskosten sind aber für die Höhe der Gesamtkosten nicht ausschlaggebend, sie betragen nur etwa 10 bis 15 % der gesamten Herstellungskosten für die Vanadinschlacke.

Mit Rücksicht auf das Vanadinausbringen im Hochofen ist eine hohe Basizität der Hochofenschlacke und eine geringe Schlackenmenge anzustreben. Die geringste Schlackenmenge fällt bei einem selbstgehenden eisenreichen Möller an, dem also kein Sand zuzuschlagen ist. Neben dem Dachstaub als Vanadinträger ist deshalb ein Erz zu wählen, das kalk-, mangan- und phosphorarm, sowie eisen-, kiesel-säure-, magnesia- und vanadinreich ist. Da der Dachstaub auch ohne Zusatz ein gutes Agglomerat gibt, ist vorteilhaft stückiges Erz zuzusetzen, um eine lockere, gasdurchlässige Schüttung im Hochofen zu erzielen. Ein solcher selbstgehender Möller mit einer Schlackenziffer CaO: SiO₂ = 1,28 ergibt sich z. B. bei einem Hochofeneinsatz je t Roheisen von 1,1 t Dachstaub, 1,1 t Blötberg-Magnetit und 1,2 t Koks. Dabei enthält die Hochofenschlacke 0,15 % V, 35 % SiO₂, 9 % Al₂O₃, 45 % CaO und 5 % MgO. Der Vanadinhalt des Roheisens ist rund 1 % bei 4,5 % P und 3,2 % Mn. Es entfallen nur 780 kg Schlacke je t Roheisen, und die Vanadinverluste durch die Schlacke betragen nur 10,4 %. Durch den geringen Kokssatz wird eine höhere Schmelzleistung des Hochofens erzielt. Alle Umstände wirken somit zusammen, um niedrige Selbstkosten des Vanadinroheisens zu erzielen.

Herstellung der Vanadinschlacke im Thomaswerk.

Die Betriebseinrichtungen des Thomaswerks der Hoersch Aktiengesellschaft, Dortmund, ermöglichten es, das Vanadinroheisen in einem besonderen Mischer zu sammeln, es in den Konvertern auf Vanadinschlacke vorzublasen und das vorgefrischte Eisen in einen zweiten Mischer, der mit Thomasroheisen gefüllt war, zurückzugeben. Auch konnte das vorgefrischte Eisen in ein Gießfeld ausgekippt werden. Das Roheisen wurde nach Belieben in den vorhandenen 40-t-Konvertern oder meist in dem 20-t-Konverter verblasen. Irgendein Unterschied im metallurgischen Verhalten der 20-t- gegenüber den 40-t-Schmelzen war nicht festzustellen. Die Konverter waren wie üblich mit Dolomit ausgekleidet. Derselbe Konverter diente abwechselnd der Thomasstahlerzeugung und der Vanadinschlackengewinnung. Das Roheisen war durch den geringen Durchsatz des 900-t-Mischers — bei der Herstellungszeit II wurden täglich im Durchschnitt nur 200 t Vanadinroheisen verblasen — physikalisch kalt und dickflüssig. Die „wahren Temperaturen“ lagen beim Einleeren in den Konverter bei nur 1105°. Trotzdem konnten den Schmelzen stets Kühlmittel in reichlichem Maße gesetzt werden, häufig 12 % Schrott oder 8 % Walzsinter. Die Verblasbarkeit des Vanadinroheisens war trotz der niedrigen Anfangstemperatur stets einwandfrei. Es konnte mit voller Wind-
 Drückung von 2,2 atü geblasen werden. Der beim Thomasverfahren bei niedriger Temperatur oder hohem Siliziumgehalt übliche Auswurf zeigte sich in keinem Falle. Bei einer Reihe von Schmelzen trat jedoch ein merkwürdiger glühender, staubförmiger Auswurf auf, der sich an den

Kaminwänden niederschlug und in glühenden Fladen auf den Kaminboden niederstürzte. Die Blasezeit richtete sich nach der Zusammensetzung des Roheisens, d. h. nach der Menge der zu verschlackenden Eisenbegleiter, und schwankte zwischen 3,5 und 10 min, als Mittel können 6 min für die 20-t-Schmelze angenommen werden. Vielfach wurde bis zum Uebergang, d. h. bis zum Ende der Kohlenstoffverbrennung geblasen. Das Blasen bis zum Uebergang ist zwar auch bei hohen Gehalten an Begleitelementen bei entsprechender Schmelzföhrung nicht nötig, gewährleistet aber eine gute Vanadinverschlackung. Das Flammenbild unterscheidet sich infolge des fehlenden Kalksatzes stark von dem beim Thomasverfahren. Anfangs ist überhaupt keine Flamme zu sehen. Erst gegen Ende der Siliziumverbrennung, also bisweilen erst nach 3 bis 4 min, tritt die vom Thomasverfahren bekannte blaue, nichtleuchtende Flamme auf, nach beendigter Siliziumverbrennung geht diese dann in die helle, weiÙe Flamme der Kohlenstoffverbrennung über.

Das vorgefrischte Eisen war stets gut flüssig, so daß es trotz niederen Kohlenstoffgehaltes in den Thomasroheisenmischer zurückgekippt werden konnte. Beim Zurückkippen mehrerer Vanadinschmelzen unmittelbar nacheinander stieg jedoch der Phosphorgehalt des Mischerroheisens derart an, daß die Föhrung der Thomasschmelzen erschwert wurde. Deshalb war es bisweilen nötig, vorgefrischtes Vanadineisen in das Gießfeld laufen zu lassen. Selbst bei niedrigem Kohlenstoffgehalt von nur 0,05 % lief das Eisen wegen seines hohen Phosphorgehaltes von 9 % P in einem weiten Gießfeld auch nach längerem Aufenthalt in der Pfanne noch sehr gut aus. Die Masseln waren stark brüchig und konnten leicht zerschlagen werden.

Die Vanadinschlacke fiel je nach der Zusammensetzung des Roheisens und nach Art der Schmelzföhrung trocken-krümelig bis teigig an. Sie konnte ohne weiteres Absteifen im Konverter zurückgehalten werden. Erst wurde das vorgefrischte Eisen in eine Pfanne ausgeleert und dann die Schlacke aus dem Konverter in einen Schlackentopf gekippt. Nach dem Erkalten wurden die Schlackenklotze — zum Teil mittels Falkkugel — zerkleinert und dann in einer Kugelmöhle zu Gries vermahlen.

Der Konverter- und Bodenverschleiß beim Blasen von Vanadinroheisen ist nicht genau anzugeben, da auf demselben Boden und in derselben Konverterzustellung neben Vanadinschmelzen auch Thomasschmelzen verblasen wurden, jedoch kann mit Bestimmtheit angenommen werden, daß er bei der gewählten Schmelzföhrung höchstens gleich, wahrscheinlich aber kleiner ist als beim Thomasverfahren.

Betriebsergebnisse.

Der vorliegenden Arbeit liegen die Ergebnisse zweier Herstellungszeiten zugrunde, in denen in 161 Vanadinschmelzen etwa 3500 t Vanadinroheisen verblasen und 400 t Vanadinschlacke gewonnen wurden. In der Herstellungszeit I entfielen 67 kg Vanadinschlacke je t Vanadinroheisen gegenüber 130 kg/t in der Herstellungszeit II. Der höhere Entfall ist durch den höheren Vanadinegehalt des Roheisens verursacht, durch eine weitergehende Vanadinverschlackung und durch den niedrigen Vanadinegehalt der Schlacke II. Das Ausbringen an vorgefrischtem Vanadineisen betrug im Mittel 88 % vom metallischen Konvertereinsatz, also einschließlich Eisengehalt des Walzsinters. In der Herstellungszeit II weist das Roheisen einen höheren Vanadin-, Phosphor- und Siliziumgehalt und einen niedrigeren Mangangehalt als in der Zeit I auf (Zahlentafel 3). Vom Hochofen bis zum Konverter bleiben Kohlenstoff-, Phosphor- und Vanadinegehalt des Roheisens prak-

tisch unverändert. Wie bei üblichem Thomasroheisen findet eine Verringerung des Mangan-, Silizium- und Schwefelgehaltes statt.

Zahlentafel 3. Mittlere Zusammensetzung des Vanadinroheisens vom Hochofenabstich bis zum beendeten Verblasen.

(Errechnet aus den Einzelanalysen unter Berücksichtigung der Mengen.)

	Am Hochofenabstich %	Am Konverter	
		vor dem Blasen %	nach dem Blasen %
Herstellung I			
C	2,65	2,62	1,18
P	5,30	5,20	5,33
Mn	3,78	3,40	1,00
S	0,047	0,021	0,014
Si	0,30	0,22	0,00
V	1,13	1,11	0,16
Cu		0,07	0,10
Cr		0,30	0,10
As		0,012	0,013
Herstellung II			
C	1,76	1,73	0,12
P	8,25	8,27	8,29
Mn	1,93	1,53	0,07
S	0,080	0,028	0,038
Si	0,63	0,48	0,00
V	1,43	1,44	0,06

Die Schmelzen der Herstellungszeit II wurden länger geblasen, und zwar vielfach bis zum Ende der Kohlenstoffverbrennung. Auch wurde den Schmelzen häufig Walzsinter zugesetzt. Durch beide Maßnahmen war es möglich, den Vanadinegehalt des vorgefrischten Eisens, der in der Zeit I noch 0,16 % betrug, auf 0,06 % in der Zeit II herabzudrücken. Entsprechend wurden auch die anderen Begleitelemente stärker herausgefrischt: Kohlenstoff bei I auf 1,48 %, bei II auf 0,12 %, Mangan bei I auf 1,00 %, bei II auf 0,07 %. Der geringere Mangangehalt ist zum Teil auch zurückzuführen auf den niedrigeren Mangangehalt im Ausgangsroheisen. In beiden Herstellungszeiten zeigt sich ein geringer Anstieg des Phosphorgehaltes, der durch den Abbrand der übrigen Elemente bewirkt wird.

Der Vanadinegehalt der gewonnenen Schlacke (Zahlentafel 4), der im Durchschnitt über 13 bzw. 11 % liegt, ist sehr befriedigend. Er lag bei der Herstellungszeit II niedriger als bei I, dagegen ergab sich bei der Schlacke II ein wesentlich höherer Eisengehalt, während ihr Mangangehalt

Zahlentafel 4. Zusammensetzung der Vanadinschlacken.

(Durchschnittsproben.)

	Herstellung I			Herstellung II		
	Schlacke granalienfrei %	Granalien %	gesamt %	Schlacke granalienfrei %	Granalien %	gesamt %
Anteil . . .	90,16	9,84	100,0	89,77	10,23	100,0
Gesamt-Fe . .	18,9	92,13	26,1	31,00	75,9	35,6
Fe, metallisch . .	8,01	—	—	9,45	—	—
Gesamt-Mn . .	33,96	2,12	30,8	11,99	3,80	11,2
Mn, metallisch . .	2,57	—	—	0,36	—	—
Cr	1,98	—	1,78	3,96	1,02	3,7
Gesamt-P . .	2,45	3,31	2,53	4,88	4,40	4,83
P, gebunden (errechnet)	1,96	—	—	4,08	—	—
SiO ₂	9,00	0,43	8,53	9,30	2,90	8,65
Al ₂ O ₃	0,29	—	—	—	—	—
TiO ₂	0,74	—	—	—	—	—
CaO	1,80	0,0	1,62	2,65	1,40	2,49
MgO	0,97	0,0	0,87	1,00	0,00	0,9
S	0,12	—	—	—	—	—
V	13,31	0,89	12,9	11,24	3,45	10,4

Zahlentafel 5. Stoffbilanz der Vanadinschmelzen der beiden Herstellungszeiten.

Element	C		P		Mn		S		Si	V	
	I	II	I	II	I	II	I	II	II	I	II
Gesamteinsatz im Konverter . . . %	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0
Ausbringen im vorgefrischten Eisen. %	41,0	6,3	93,4	91,7	26,8	4,1	60,6	85,3	—	13,1	3,8
Ausbringen in der Vanadinschlacke. %	—	—	3,2	7,7	59,0	94,2	37,3	n. b.	96,8	75,7	94,1
Nicht nachweisbare Verluste (Abgas, Auswurf, Verdampfung) %	59,0	93,7	3,4	0,6	14,2	1,7	2,1	—	3,2	11,2	2,1

infolge des geringeren Mangengehaltes im Roheisen niedriger war. Der Phosphorgehalt der Schlacke liegt bei der Herstellungszeit II fast doppelt so hoch wie bei I, als Folge des hohen Phosphorgehaltes im Roheisen, des höheren Eisengehaltes der Schlacke und des längeren Frischens. Letzteres dürfte auch der Grund für den höheren Kalkgehalt der Schlacke II sein, der aus dem Dolomit der Konverterzustellung aufgenommen wurde.

Die Stoffbilanz für beide Herstellungszeiten (Zahlentafel 5) ergibt für die Zeit I ein Ausbringen von nur 75,7 % V in der Schlacke; im vorgefrischten Eisen verbleibt noch ein reichlich hoher Vanadinegehalt, der 13,1 % des eingebrachten Vanadins ausmacht, auch trat bei einer Reihe von Schmelzen in starkem Maße der oben beschriebene staubförmige mangan- und vanadinhaltige Auswurf auf. Damit erklärt sich auch der hohe Verlust an Mangan bei der Herstellungszeit I. Bei Zeit II wurde durch den Zusatz von Walzsinter dieser Auswurf vermieden und Vanadin durch diesen Zusatz und durch eine längere Blasezeit in stärkerem Maße verschlackt, so daß es möglich war, das Vanadinausbringen in der Schlacke auf 94,1 % zu steigern.

Kosten der Vanadinschlackenerzeugung.

Die hauptsächlichsten Kostenarten der Vanadinschlackenerzeugung sind die Einsatzkosten mit den Kosten für das Vanadinroheisen und die Konverterzuschläge, sowie die Verarbeitungskosten. Diese umfassen den Mischer- und Konverterbetrieb, den Transport, das Mahlen der Vanadinschlacke, Laboratorium und die Werksgemeinkosten. Als Gutschrift ist von den Einsatzkosten der Wert des verbleibenden vorgefrischten Vanadinroheisens abzuziehen, unter Berücksichtigung der Belastungen für das Auskippen in das Gießfeld und für das spätere Umschmelzen im Kupolofen. Dieses Roheisen konnte nämlich nur zum Teil sofort in den Roheisenmischer zurückgegeben werden.

Es betragen in der Herstellungszeit I die Einsatzkosten 84 %, die Verarbeitungskosten 16 %, und in der Herstellungszeit II die Einsatzkosten 90 %, die Verarbeitungskosten 10 % der Gesamtkosten. Die Verschiebung des Kostenverhältnisses erklärt sich durch das bei der Herstellungszeit II angestrebte Roheisen mit besonders hohem Vanadinegehalt, das nur durch dachstaubreichen Möller mit niedrigem Ausbringen erzielt werden konnte. Ferner wurde bei der Herstellungszeit II im Thomaswerk ein günstigeres Vanadinausbringen erzielt, wodurch die Verarbeitungskosten niedriger wurden.

Den weitaus größten Betrag machen, auch nach Abzug der Gutschrift für das vorgefrischte Eisen, die Kosten für das Vanadinroheisen aus, nämlich 75 bis 85 % der Gesamtkosten. Dieser Betrag kann durch Wahl eines eisenreicheren Möllers, der im Bestfall selbstgehend gestaltet werden kann, gesenkt werden. Damit verzichtet man allerdings auf einen besonders hohen Vanadinegehalt des Roheisens. Auf diese Weise erzielt man nur etwa 1 % V im Roheisen und muß damit eine stärkere Belastung des Thomaswerks und erhöhte Verarbeitungskosten in Kauf nehmen. Da die Verarbeitungskosten aber nur den erheblich kleineren Teil der Gesamtkosten ausmachen, ist diese zweite Arbeitsweise trotzdem billiger.

Wesentlich für die Roheisenkosten ist der Wert, mit dem man den Dachstaub einsetzt. Der feine Dachstaub war bei den Hochöfnern meist wenig beliebt, so daß er früher vielfach auf die Halde ging, wenigstens dort, wo seine Sinterung nicht möglich war.

Untersuchungen über den Frischverlauf.

Da über den Frischvorgang im Thomaskonverter beim Verblasen von Vanadinroheisen, über die Führung der Schmelzen, die Roheisenzusammensetzung, die Temperaturen, die geeigneten Zuschläge bisher nur wenig Angaben

im Schrifttum²⁾ vorlagen, war es erforderlich, hierüber Betriebsversuche anzustellen, um die günstigsten Bedingungen für die Vanadinschlackengewinnung kennenzulernen. Diese Untersuchungen sollten vor allem die Vorgänge im Konverter selbst während des Frischens klären. Darum wurde der Konverter bei den Versuchsschmelzen während der Blasezeit mehrmals umgelegt und Zwischenproben von Metall und Schlacke genommen. Im Gegensatz zum Thomasverfahren sind durch das Umlegen des Konverters keinerlei Änderungen des Frischverlaufs zu befürchten.

Die Schlackenproben enthielten stets Granalien, die nach Möglichkeit vor dem Analysieren entfernt wurden. Die im folgenden aufgeführten Analysen beziehen sich stets auf die granalienfreie Schlacke. Ein Teil der Granalien jedoch wurde beim Zerkleinern zertrümmert, so daß unvermeidlich auch Metall in die gemahlene Schlacke gelangte. Deshalb wurde der Gehalt an metallischem Eisen und Mangan analytisch bestimmt und die übrigen Schlackenwerte auf von metallischem Eisen und Mangan freie Schlacke umgerechnet. Bei dem vielfach hohen Granaliengehalt der Schlacke mußten wegen deren hohen Phosphorgehaltes auch die Phosphorgehalte der reinen Schlacke errechnet werden.

Außer der Untersuchung des Frischverlaufs durch die Analyse wurden auch Temperaturmessungen mit dem Bioprix-Gerät nach G. Naeser¹²⁾ und G. Haase¹³⁾ gemacht. Die in den Bildern 2 bis 7 angegebenen Werte sind alle wahre Temperaturen. Die Messungen erfolgten beim Einguß des Roheisens in den Konverter und beim Ausleeren des Metalls aus dem Konverter. Diese Beobachtungen erstreckten sich bei einer Reihe von Schmelzen auch auf den Temperaturanstieg während des Blasens. Dabei wurde von der über dem Konverter befindlichen Kalkbühne in den Konverter hineinvisiert¹⁴⁾. Da wenig Rauch auftritt, kann damit gerechnet werden, daß die Messungen zuverlässig sind. Dies wird auch dadurch bestätigt, daß die kurz vor Beendigung des Blasens gemessenen Temperaturen gut mit denen beim Ausleeren des Konverters übereinstimmen.

Ferner wurde bei zwei Schmelzen die Zusammensetzung der Konverterabgase während des Frischverlaufes ermittelt. Die Probenahme erfolgte mit einem wassergekühlten Rohr, das etwa 1 m tief in den Konverter hineinragte. Das Mundstück des Rohres war umgebogen und abgeschragt, um ein Verstopfen durch Auswurf zu vermeiden. Da die Schmelzen ruhig bliesen, machte die Probenahme keine Schwierigkeiten.

Bei der Betrachtung der Frischkurven in den Bildern 2 bis 7 muß man sich stets vor Augen halten, daß die eingezeichneten Linien nicht dem tatsächlichen Verlauf

¹²⁾ Naeser, G.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 18 (1936) S. 21/25; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 497. Guthmann, K.: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 481/89 (Wärmestelle 228); Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1245/48 u. 1269/79 (Wärmestelle 250 u. Stahlw.-Aussch. 333).

¹³⁾ Haase, G.: Arch. techn. Messen 1933, Lfg. 28, V. 214—2, S. T 133/35.

¹⁴⁾ Frerich, R.: Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 1233/43.

entsprechen, sondern nur die geraden Verbindungen zweier Werte bedeuten. Wenn also z. B. in Bild 2 der Kohlenstoffgehalt scheinbar gleichzeitig mit dem Siliziumgehalt abrennt, so ist das ein Trugschluß. Es kann vielmehr mit Bestimmtheit angenommen werden, daß bereits nach einer Minute das Silizium bis auf Spuren restlos verschlackt war, und daß dann erst die Kohlenstoffverbrennung einsetzte, was aber aus der Linie nicht zu erkennen ist, da die hierfür erforderlichen zahlreichen Zwischenproben nicht genommen werden können.

Die Untersuchungen über den Schmelzverlauf erstrecken sich auf insgesamt 29 Schmelzen mit wechselnder Roheisenzusammensetzung oder mit wechselnder Schmelzenführung. Von diesen Schmelzen sind hier nur besonders kennzeichnende Schmelzen, an denen der Frischvorgang unter verschiedenen Verhältnissen erläutert werden soll, in den Bildern wiedergegeben.

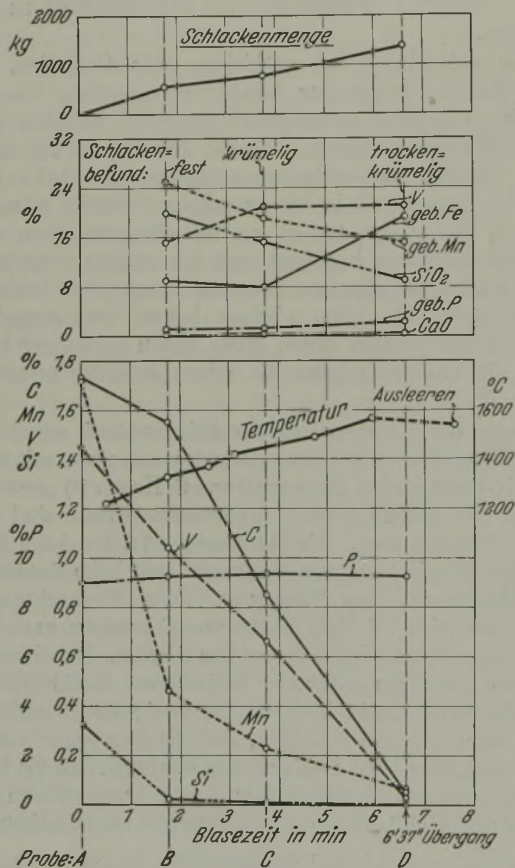


Bild 2. Frischverlauf der Schmelze I. Einsatz: 20 400 kg Roheisen.

Die Schmelze I (Bild 2) hatte eine Roheisenzusammensetzung, die etwa den Mittelwerten der Herstellungszeit II entspricht. Sie ist kennzeichnend für die Schmelzen, die ohne Zusätze erblasen wurden. Vom Beginn des Blasens an verbrennt Silizium, gleichzeitig damit verschlackt Mangan sehr stark, um nach beendeter Siliziumverschlackung mit geringerer Geschwindigkeit zu oxydieren. Die Kohlenstoffverbrennung kommt nur langsam in Gang, erst nachdem Silizium herausgefrischt ist, setzt sie sehr stark ein und läuft geradlinig der Nulllinie zu. Die Vanadinverschlackung beginnt wie die des Mangans gleich beim Blasebeginn, jedoch anfangs mit geringerer Geschwindigkeit; die Vanadinlinie läuft ebenfalls gerade der Abszisse zu, die sie gleichzeitig mit der Kohlenstoffkurve beim „Übergang“, also beim Ende der Kohlenstoffverbrennung erreicht.

Der Phosphorgehalt bleibt praktisch unverändert. Die Temperatur steigt ziemlich geradlinig an und erreicht beim Ausleeren 1540°, die Blasezeit bis zum Uebergang beträgt für die 20,4-t-Schmelze 6 min 37 s.

Die Schlacke (Bild 2, oben) hat anfangs hohe Gehalte an Mangan und Kieselsäure infolge der voreilenden Verbrennung dieser Elemente; diese Gehalte sinken allmählich ab entsprechend der zunehmenden Menge der anderen Bestandteile. Auch der Eisengehalt wird zwischen Probe B und C etwas geringer, um dann wieder stark zu wachsen. Der Vanadinegehalt steigt anfangs an, bleibt dann trotz gleichbleibender Vanadinverschlackung infolge der starken

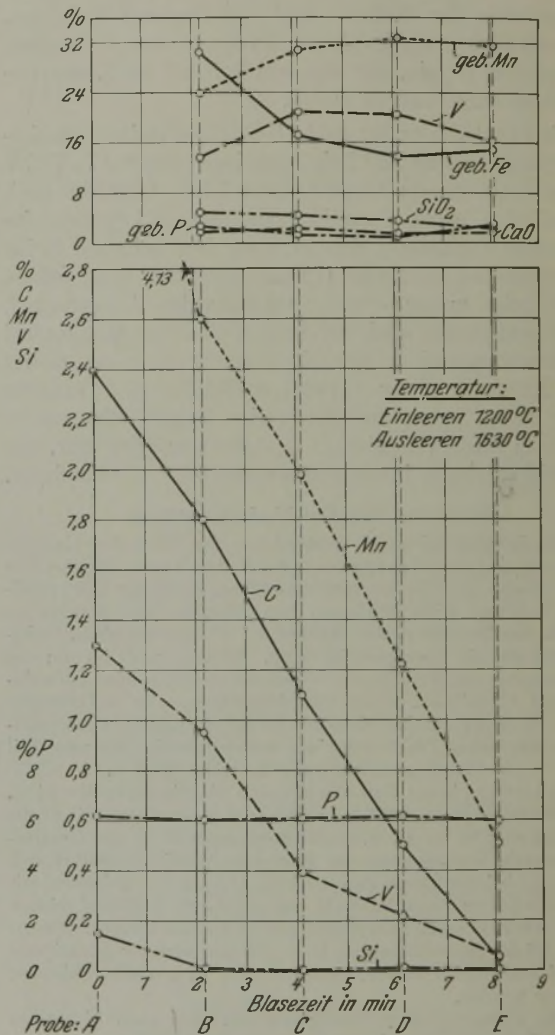


Bild 3. Frischverlauf der Schmelze II. Einsatz: 20 100 kg Roheisen, 1500 kg Schrott.

Eisenoxydulbildung anteilig gleich. Der Vanadinegehalt der Endschlacke liegt mit 21,08 % sehr hoch. Der höchste Vanadinegehalt in der Schlacke, der bei dieser Arbeitsweise überhaupt jemals erzielt wurde, betrug 27,8 % bei einem Vanadinegehalt des Roheisens von nur 1,29 %. Kalk- und Phosphorgehalte der Schmelze bleiben gering. Die Endschlacke ist bei hohem Vanadinegehalt und verhältnismäßig niederen Gehalten an Eisen, Mangan und Kieselsäure trocken-krümelig. Die errechnete Schlackenmenge wird anfangs schnell größer infolge der schnellen Verbrennung von Mangan, der Zuwachs wird dann aber bei gleichbleibendem Sauerstoffangebot durch den Gebläsewind durch die stärkere Kohlenstoffverbrennung geringer.

Bei einem hohen Mangangehalt des Vanadinroheisens, wie er in der Herstellungszeit I gegeben war, ist der

Frischverlauf (vgl. Schmelze II, Bild 3) grundsätzlich derselbe wie in Bild 2. Die Blasezeit ist infolge des hohen Sauerstoffbedarfs für die Manganverschlackung lang, der Mangangehalt des Metalls in der Endprobe bleibt verhältnismäßig hoch. Kohlenstoff- und Vanadinabbrand verlaufen wie bei Schmelze I. Der Manganoxydulgehalt der Schlacke ist sehr hoch, dementsprechend der Vanadinegehalt niedriger (16,1 %).

Bei Schmelze III (Bild 4) weist das Roh-eisen einen besonders hohen Siliziumgehalt von 0,76 % auf bei geringem Mangangehalt von nur 0,26 % und verhältnismäßig niederm Vanadinegehalt von 0,79 %. Kennzeich-

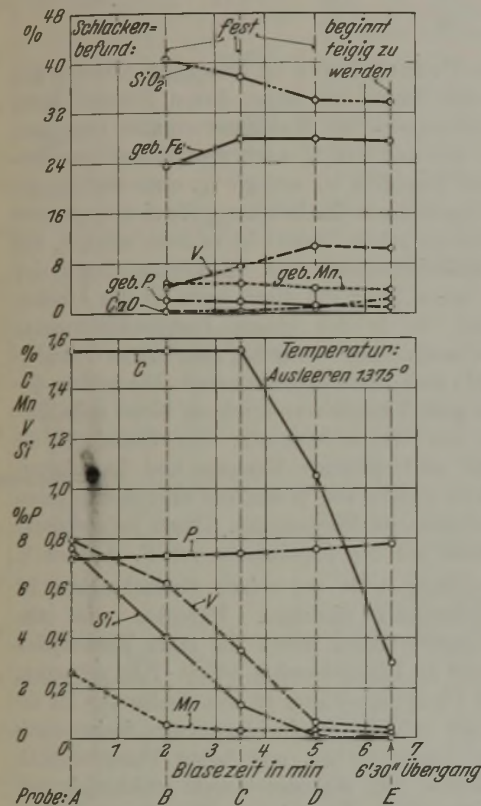


Bild 4. Frischverlauf der Schmelze III. Einsatz: 19 900 kg Roheisen, 300 kg Sand.

nend ist, daß die Kohlenstoffverbrennung erst einsetzt, wenn das Silizium weitgehend verschlackt ist. Der Vanadinabbrand verläuft ähnlich wie bei den beiden vorher untersuchten Schmelzen und wird in keiner Weise durch den hohen Kieselsäuregehalt beeinträchtigt. Die Verschlackung erreicht ihr Ende jedoch infolge des geringeren Vanadinegehaltes im Roheisen bereits wesentlich vor beendeter Kohlenstoffverbrennung. Der Kieselsäuregehalt der Schlacke (Bild 4, oben) ist, zum Teil infolge des Sandzusatzes, mit 33,7 % sehr hoch. Wie aus dem Kalkgehalt von 2,4 % zu erkennen ist, ist trotzdem das Konverterfutter nicht stark angegriffen worden, da die Schlacke bis zum Ende des Blasens steif-teigig bleibt. Infolge des hohen Kieselsäure- und Eisenoxydulgehaltes ist der Vanadinegehalt der Schlacke wesentlich niedriger (10,4 %) als in den beiden ersten Schmelzen. Es ist also auch im basischen Konverter möglich, rein kieselsaure Vanadinschlacken zu bilden ohne hohen Manganoxydul- und Kalkgehalt, die bei richtiger Abstimmung des Siliziumgehaltes im Roh-eisen oder des Sandzusatzes bis auf den Titansäuregehalt vollkommen der sauren Spigerverkschlacke gleichen, deren Zusammensetzung H. Zieler²⁾ mit 10 bis 12 % V, 8 bis

12 % TiO₂, 30 bis 35 % SiO₂, 30 bis 40 % FeO, 3,0 bis 4,5 % MnO angibt. Bei den Untersuchungen konnte festgestellt werden, daß der Phosphorgehalt der kieselsäure-reichen Schlacken besonders niedrig liegt.

Einfluß eines Walzsinterzusatzes.

Die Schmelze I wurde ohne Zusatz im Konverter verblasen, bei Schmelze II wurden 1500 kg Kühlschrott zugesetzt, bei Schmelze III 300 kg Sand. Diese Zusätze bewirken jedoch keine grundsätzliche Änderung des Frischverlaufs. Dagegen hat der Zusatz von Walzsinter einen ausschlaggebenden Einfluß auf die Frischvorgänge.

Schmelze IV (Bild 5) unterscheidet sich lediglich durch den Zuschlag von 1680 kg Walzsinter von Schmelze I. Der Zusatz sollte die Temperatur erniedrigen, gleichzeitig aber auch Sauerstoff einbringen und damit den Schmelzverlauf abkürzen. Beide Wirkungen sind erzielt worden, die Temperatur beträgt beim Ausleeren bei Schmelze IV nur 1470° gegenüber 1540° bei Schmelze I, die Blasezeit bis zum Uebergang ist von 6 min 37 s auf 5 min 20 s verkürzt worden. Walzsinter wirkt sich aber darüber hinaus auch auf den Reaktionsablauf aus. Die Verbrennungsgeschwindigkeit von Mangan und Vanadin ist sehr hoch, die Verschlackung verläuft vollständiger als ohne Zusatz und ist praktisch bereits beendet, wenn die Kohlenstoffverbrennung noch in vollem Gange ist. Durch den Walzsinterzusatz tritt nicht nur eine Verkürzung

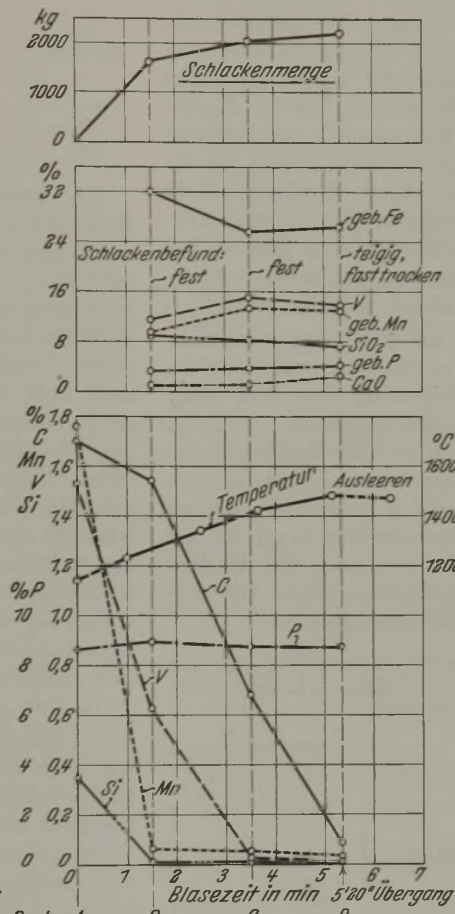


Bild 5. Frischverlauf der Schmelze IV. Einsatz: 20 400 kg Roheisen, 1680 kg Walzsinter.

der Blasezeit, sondern auch eine Änderung im Reaktionsverlauf ein dergestalt, daß der Abbrand derjenigen Elemente, die in die Schlacke aufgenommen werden, beschleunigt wird, während die Kohlenstoffverbrennung zurückbleibt. Bei einem höheren Eisengehalt der Schlacke sind die Gehalte an Mangan, Vanadin und Kieselsäure niedriger, der an Phosphor höher. Der Temperaturanstieg der Schmelze IV verläuft geradlinig, die Endtemperatur jedoch ist infolge der Kühlwirkung des Walzsinters um 70° niedriger als bei Schmelze I. Trotz der niedrigen Temperatur ist die Schlacke nicht so trocken wie die der Schmelze I, sie ist teigiger.

Die Schlackenmenge (Bild 5, oben) ist erheblich größer. Es muß also ein Teil des Walzsinters unreduziert in die Schlacke gegangen sein. Dies wird bestätigt durch eine Sauerstoffbilanz für den Walzsinter. Im granalienhaltigen Material wurden rd. 70 % gebundenes Eisen entsprechend 96,5 % Fe₃O₄ mit 27 % Sauerstoff gefunden. Die zugesetzte Menge von 1680 kg Walzsinter bringt also 453 kg Sauerstoff in das Bad ein. In jeder Blaseminute werden etwa 510 Nm³ Wind mit 150 kg Sauerstoff in das Bad geblasen. Die Verkürzung der Blasezeit durch den Sauerstoffgehalt

des Walzsinters müßte also 3 min betragen, falls der Sauerstoff des Sinters restlos zum Frischen des Metallbades dienen würde. Nimmt man dagegen an, daß die Reduktion des Walzsinters vom Eisenoxyduloxyd nur bis zum Eisenoxydul verläuft, so werden bei 1680 kg Walzsinter 118 kg Sauerstoff frei entsprechend der Windmenge, die einer Blasezeit von etwa 45 s entspricht. Im Durchschnitt mehrerer mit gleichem Roheisen erblasener Schmelzen ohne Walzsinter ergibt sich gegenüber einer Reihe von Schmelzen mit je 1680 kg Walzsinter eine Verkürzung der Blasezeit um 39 s, was etwa dem eben ermittelten Wert für die Reduktion von Eisenoxyduloxyd zu Eisenoxydul entspricht. Beim Thomasverfahren ist festgestellt worden, daß bei Zugabe von Erz eine Erhöhung des Eisengehaltes der Schlacke nicht eintritt¹⁵⁾. Im Gegensatz dazu wird hiermit für die Herstellung von Vanadinschlacke durch übereinstimmende Ergebnisse der Schlackenzusammensetzung, der Schlackenmenge und der Sauerstoffbilanz nachgewiesen, daß bei Zugabe von Walzsinter das Eisenoxyduloxyd nicht vollständig, sondern nur bis zur Oxydulstufe reduziert wird.

Der Einfluß des Walzsinters auf die Frischgeschwindigkeit ist am besten in Bild 8 zu erkennen, wo der Kohlenstoff- und Vanadinabbrand gleichzeitig dargestellt sind: Bei den drei Schmelzen mit Walzsinterzusatz (Nr. IV, X und XI) ergab sich ein frühzeitiger Vanadinabbrand, der bei 0,7 bis 0,8 % Kohlenstoff bereits beendet ist, bei den vier anderen Schmelzen (Nr. I, VII, VIII und IX) dagegen zunächst eine voreilende Vanadinverschlackung, da die Kohlenstoffverbrennung erst einsetzt, wenn das Silizium aus dem Metall herausgefrischt ist, dann folgen Abbrandlinien, die dem gemeinsamen Nullpunkt zustreben.

Zahlentafel 6. Vergleich der Zusammensetzung der Vanadin-Endschlacke beim Arbeiten mit und ohne Walzsinterzusatz.

	Walzsinterzusatz	
	ohne	mit
Granaliengehalt der Schlacke . . . %	39,8	40,8
Schlackenmenge (errechnet) kg/Schmelze	1410	2400
In der granalienfreien Schlacke		
Fe, metallisch %	26,1	2,7
Mn, metallisch %	3,9	0,6
In der metallisch-eisen- und man- ganfreien Schlacke		
Fe, gebunden %	18,4	28,1
Mn, gebunden %	11,0	13,0
P, gebunden %	1,7	3,8
SiO ₂ %	9,4	8,9
CaO %	1,7	1,3
MgO %	1,3	1,0
V %	21,3	12,6

Um den Einfluß des Walzsinters auf die Endschlacke genauer festzulegen, sind in Zahlentafel 6 die Ergebnisse einer Reihe von Schmelzen, die unter gleichen Bedingungen erblasen wurden, in ihren Durchschnittswerten gegenübergestellt. Es überrascht der hohe Gehalt an Granalien, metallischem Eisen und Mangan bei den Schmelzen ohne Walzsinterzusatz. Es ist dies dadurch zu erklären, daß diese Schlacken durchweg trocken-krümelig anfielen und damit viel metallisches Eisen eingeschlossen wurde, während dies bei den Schmelzen mit Walzsinterzusatz, deren Endschlacke in teigigem Zustand vorlag, nicht in so ausgeprägtem Maße der Fall ist. Der Gehalt an gebundenem Eisen ist, wie zu erwarten war, dagegen bei den Schmelzen mit Walzsinterzusatz wesentlich höher als bei denen ohne diesen Zusatz. Durch den hohen Eisengehalt der Schlacke

und die vergrößerte Schlackenmenge beträgt der Vanadinhalt in der Schlacke bei Walzsinterzusatz nur 12,6 % gegenüber 21,3 % im anderen Falle.

Bei Walzsinterzusatz ist im allgemeinen der Vanadinhalt des gefrischten Eisens niedriger als ohne Zusatz. So ergaben Schmelzen mit vergleichbaren Roheisenzusammensetzungen, die alle bis zum Uebergang geblasen waren, folgende Durchschnittswerte:

Walzsinterzusatz	Anzahl der Schmelzen	Vanadinhalt des Roheisens		Vom Vanadinhalt des Roheisens verblieben im vorgefrischten Eisen %
		vor dem Blasen %	nach dem Blasen %	
Ohne	19	1,45	0,13	9,0
Mit	64	1,55	0,04	2,6

Das Vanadinausbringen ist also beim Arbeiten mit Walzsinterzusatz besser als ohne diesen Zusatz. Sechs von obigen Schmelzen ohne Walzsinter ergaben zwar auch bei 1,48 % V vor und 0,04 % nach dem Blasen eine Verschlackung des Vanadins bis auf 2,7 %, ohne daß die angestellten Beobachtungen eine Erklärung für dieses besonders günstige Verhalten geben. Somit ist es zwar möglich, daß auch ohne Walzsinterzusatz das Vanadinausbringen sich wird steigern lassen, doch gilt dieses auch für das Arbeiten mit Walzsinter, da in den obigen Durchschnittswerten dieser Gruppe auch einige Ausreißer mit hohem Vanadinhalt im gefrischten Eisen enthalten sind. Die größere Gewähr für eine gute Vanadinverschlackung bietet unbedingt das Arbeiten mit Walzsinterzusatz. Der Grund für die schnellere und weitergehende Mangan- und Vanadinverschlackung beim Zusatz von Walzsinter liegt in dem hohen Gehalt der Schlacke an Eisenoxydul. Dieser Befund deckt sich vollkommen mit den Ergebnissen von F. Körber¹⁶⁾.

Der Phosphorgehalt des reinen Schlackengutes ist ohne Walzsinterzusatz niedriger. Phosphor wird also wie beim Puddelverfahren durch die stark eisenoxydulhaltige Schlacke als Eisenphosphat 3 FeO · P₂O₅ gebunden. Die Höhe des Phosphorgehaltes ist von Bedeutung für die Verarbeitung der Schlacke im Lichtbogenofen, insbesondere weil niedriger Vanadinhalt und hoher Phosphorgehalt bei den Schmelzen mit Walzsinterzusatz gleichzeitig auftreten. Das Verhältnis Vanadin zu Phosphor im reinen Schlackengut beträgt bei den Schmelzen mit Walzsinterzusatz 12,6 : 3,8 = 3,3 und ohne Walzsinterzusatz 21,3 : 1,7 = 12,5, ist also beim Arbeiten ohne Walzsinter wesentlich günstiger.

Einfluß der Temperatur.

Die Roheisentemperatur beim Einleeren in den Konverter lag im Mittel bei 1150° („wahre Temperatur“). Infolge des geringen Mischerdurchsatzes wurden aber auch Schmelzen mit nur 1110° gemessen, die ohne Anstände verblasen werden konnten. Nach dem Frischen betrug die Temperatur beim Ausleeren der Schmelze 1450 bis 1600°, falls bis zum Ende der Kohlenstoffverbrennung geblasen wurde. Es wurden aber auch Höchstwerte bis 1640° festgestellt. Falls nicht bis zum Uebergang geblasen wurde, lagen die Endtemperaturen wesentlich niedriger, nämlich bei 1400°.

Es ist zu erwarten, daß eine niedrige Temperatur eine schnelle Vanadin- und langsame Kohlenstoffverbrennung bewirkt, während umgekehrt bei hoher Temperatur die Abbrandgeschwindigkeit des Kohlenstoffs größer, die des Vanadins kleiner wird. Der Einfluß der Temperatur auf den Frischverlauf ist allerdings trotz der nicht unerheblichen

¹⁵⁾ Spetzler, E.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 869.

¹⁶⁾ Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 433/44 (Stahlw.-Aussch. 305).

Unterschiede in den Anfangs- und vor allem in den Endtemperaturen bei den verschiedenen Schmelzen nicht klar zu erkennen. Dies liegt daran, daß die Schmelzen mit Walzsinterzusatz die niedrigsten Temperaturen aufweisen. Walzsinter beeinflusst aber in stärkstem Maße den ganzen Schmelzgang, so daß der Einfluß der Temperatur nicht in Erscheinung treten kann.

Bei der Schmelze V (Bild 6) lag die besonders hohe Anfangstemperatur mit 1500° über 300° höher als bei den übrigen Schmelzen. Es handelt sich bei dieser Schmelze nicht um das Verblasen von Vanadinroheisen, sondern um das Verblasen eines Eisens, das, wie später noch beschrieben wird, aus Thomasvormetall im Lichtbogenofen durch Reduktion von Vanadinschlacke hergestellt wurde.

Dieses unterscheidet sich außer durch die Temperatur von dem üblichen Vanadinroheisen vor allem durch den sehr hohen Vanadinhalt von 2,62 %, den hohen Mangangehalt von 5,68 %, den niedrigen Siliziumgehalt von 0,08 % und durch den Phosphorgehalt von 0,94 %. Der Schmelze wurde Walzsinter und Sand zugesetzt. Die Reaktionsfähigkeit dieser heißen Schmelze war derart groß, daß das Metall nur mit größter Vorsicht in den Konverter, der bereits mit Walzsinter besetzt war, eingefüllt werden konnte. Auch war es nicht möglich, den Konverter in Blasstellung zu heben, da eine explosionsartige Reaktion befürchtet wurde. Der Konverter wurde nur so schräg angehoben, daß ein Teil des Bodens vom Bad bedeckt war und der Wind eben in das Bad blies.

Die Blasezeiten und die Abbrandgeschwindigkeit sind deshalb nicht mit den bisher beschriebenen Schaubildern (Bilder 2 bis 5) zu vergleichen. Immerhin ist trotz der wesentlich höheren Temperatur beim Einleeren — weitere Messungen konnten wegen der auftretenden Dämpfe nicht gemacht werden — der Frischverlauf grundsätzlich derselbe wie bei den übrigen mit Walzsinter versetzten Schmelzen. Die Kohlenstoffverbrennung eilt der Mangan-, Vanadin- und Chromverschlackung nicht etwa voraus.

Wenn der Einfluß der Temperatur sich nicht in dem erwarteten Maße auswirkt, so dürfte das daran liegen, daß die Schlacken in krümeligem, reaktionsträgem Zustand anfallen. Damit entspricht die Verschlackung nicht den temperaturabhängigen Gleichgewichtsbedingungen.

Einfluß der Blasezeit.

Wie aus den Schmelzen I und II (Bilder 2 und 3) ersichtlich, empfiehlt es sich, bei dem hohen Vanadinhalt des Roheisens bis zum Ende der Kohlenstoffverbrennung zu blasen. Man kann dann damit rechnen, daß Vanadin fast restlos verschlackt ist. Bei nicht so hohem Vanadinhalt, also etwa unter 1 % V im Roheisen, ist Vanadin jedoch bereits vor diesem „Uebergang“ genügend abgebrannt (Bild 4). Das gleiche gilt auch bei hohem Vanadinhalt beim Arbeiten mit einem Zusatz von Walzsinter (Bilder

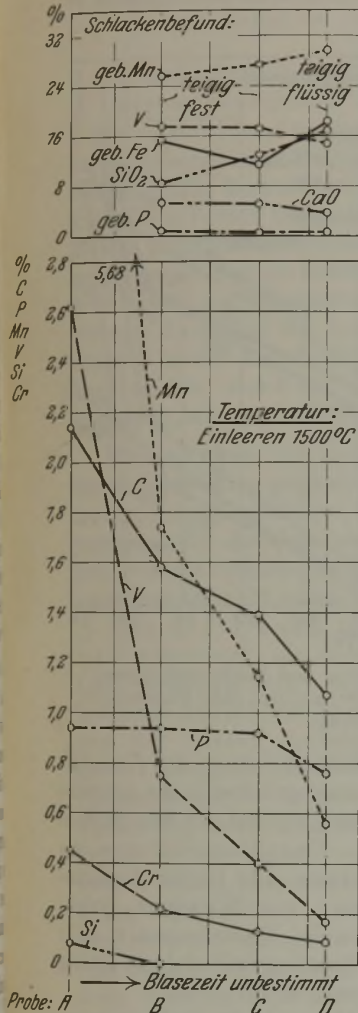


Bild 6.
Frischverlauf der Schmelze V.
Einsatz: 17 200 kg Roheisen,
400 kg Sand,
1 680 kg Walzsinter.

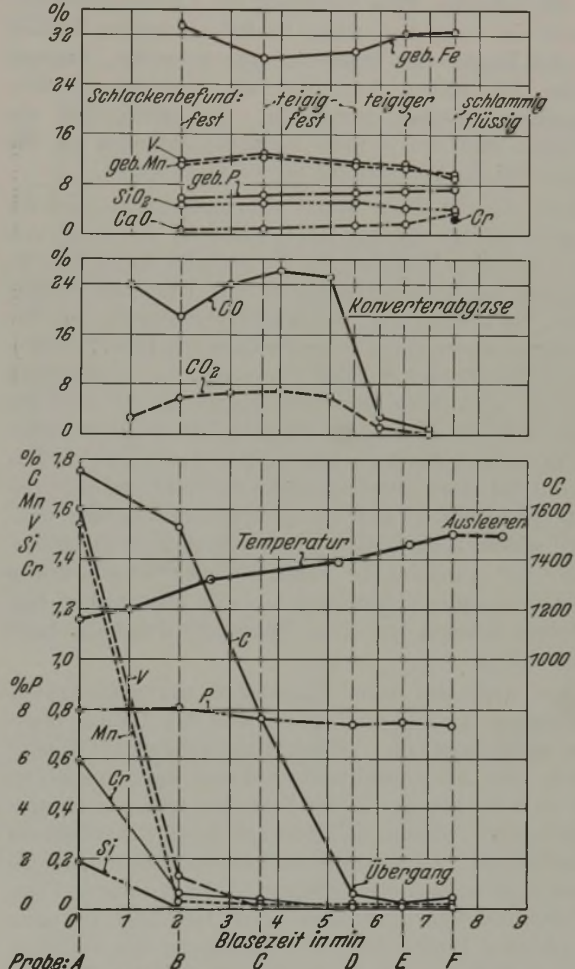


Bild 7. Frischverlauf der Schmelze VI.
Einsatz: 19 500 kg Roheisen, 1680 kg Walzsinter.

5 bis 7). So ist z. B. bei Schmelze VI (Bild 7) Vanadin bereits nach einer Blasezeit von 2 min weitgehend verschlackt, während die Kohlenstoffverbrennung erst nach 5 min 30 s beendet ist. Ein unnötig langes Blasen ist zu vermeiden, da damit der Abbrand wächst, der Eisengehalt in der Schlacke zunimmt und dementsprechend der Vanadinhalt sinkt.

Um den Einfluß des „Nachblasens“ kennenzulernen, wurde bei einigen Schmelzen auch über das Ende der Kohlenstoffverbrennung hinaus geblasen. An der Zusammensetzung des Metallbades ändert sich dabei nichts, wie Bild 7 erkennen läßt. Doch steigt die Eisenverschlackung und damit die Schlackenmenge an, dementsprechend wird die Anreicherung der anderen Elemente in der Schlacke herabgesetzt. Die Schlacke, die vorher trocken-krümelig bis steif-teigig war, wird flüssig, greift jetzt das Konverterfutter an, so daß der Kalkgehalt ansteigt. Damit ist die Schlacke aufnahmefähig für Phosphor. Die Temperatur steigt durch das Ueberblasen stark an, jedoch ist die Verflüssigung der Schlacke nicht dadurch zu erklären.

Flüssigkeitsgrad der Schlacke.

Die niedrigprozentigen Vanadinschlacken, die beim Verblasen von gewöhnlichem Thomasroheisen gewonnen werden, fallen flüssig an, und die Trennung der dünnen Schlackendecke vom Metallbad macht große Schwierigkeiten. Beim Verblasen des Vanadinroheisens ergibt sich dagegen eine Schlacke, die im allgemeinen steif-teigig anfällt, bisweilen sogar trocken-krümelig. Durch diese Beschaffenheit der Schlacke war ihre Trennung vom Metallbad sehr einfach. Die Temperatur ist ohne spürbaren Einfluß auf die Beschaffenheit der Schlacke. Eine Steigerung des Kieselsäuregehaltes bewirkt eine mehr dünn-teigige Schlacke, denselben Einfluß hat der Zusatz von Walzsinter zur Schmelze. Dagegen werden bei hohem Vanadinglehalt besonders trocken-krümelige Schlacken festgestellt. Je dickflüssiger die Schlacken sind, um so mehr Granalien enthalten sie, die nachher bei der Verarbeitung der Schlacke stören.

Beim Blasen über den Uebergang hinaus wird die Schlacke teigiger oder gar flüssig (Bild 7). Es wurde vermutet, daß diese Verflüssigung der Schlacke durch die Umwandlung des Vanadintrioxyds in das Pentoxyd bewirkt würde. Nach beendigter Kohlenstoffverbrennung ist, wie die Abgasanalysen zweier Schmelzen beweisen (Bild 7, Mitte), Sauerstoffüberschuß im Bad vorhanden, im wesentlichen wird nur noch Eisen oxydiert. Dabei besteht auch die Möglichkeit, daß die niederen Oxyde in höhere umgewandelt werden, so auch das Vanadintrioxyd in das Pentoxyd. Das Trioxyd hat einen Schmelzpunkt von 1967°, während das Pentoxyd bereits bei 658° flüssig wird und somit als Flußmittel wirken könnte. Es wurde versucht, die Oxydationsstufen des Vanadins in Schlacken von verschiedenem Flüssigkeitsgrad zu bestimmen, wofür aber bisher kein Verfahren bekannt ist. Eine Röntgenuntersuchung hatte keinen Erfolg.

Nun wird aber beim Durchleiten von getrocknetem Salzsäuregas Vanadinpentoxyd bereits bei Zimmertemperatur verflüchtigt, die Verflüchtigung verläuft bei Temperaturen von 300° quantitativ, während das Trioxyd bis 500° nicht flüchtig ist. In den Schlacken etwa vorhandenes Vanadinpentoxyd muß sich demnach durch Behandeln der Schlacken mit Salzsäuregas nachweisen lassen. Auf die reinen Stoffe sprach das Verfahren in der erwarteten Form an. Bei der Vanadinschlacke ergab sich aber bei allen untersuchten Proben keine Verflüchtigung des Vanadins, demnach dürfte auch in der überblasenen Schlacke Vanadin nur als dreiwertiges Oxyd vorliegen. Es muß dabei allerdings der Vorbehalt gemacht werden, daß möglicherweise Vanadinpentoxyd in abgebundener Form, wie es ja gegebenenfalls in der Schlacke sicher vorliegen würde, von Salzsäuregas nicht verflüchtigt wird. Deswegen wurden die verschiedenen Vanadinschlacken an Luft geröstet und dann erneut untersucht. Bei sämtlichen gerösteten Proben konnte tatsächlich Vanadinpentoxyd in beträchtlichen Mengen festgestellt werden. Man kann also annehmen, daß die Untersuchung mit Salzsäuregas auch auf gebundene Vanadinoxyde anspricht. Daraus folgt, daß auch in den überfrischten, flüssigen Schlacken das Vanadin nur in dreiwertiger und nicht in fünfwertiger Form vorliegt.

Günstigste Arbeitsweise.

Mit Rücksicht auf die Selbstkosten des Vanadinroheisens empfiehlt es sich, am Hochofen einen Möller zu wählen, bei dem der Kalküberschuß des Dachstaubs durch den Säureüberschuß eines sauren Eisenerzes ausgeglichen wird. Damit

kann man ein Roheisen mit 1 % V erzeugen, das gleichzeitig etwa 3,2 % Mn und 4,5 % P enthält. Mit diesem Roheisen, das vanadinärmer ist als das bei vorliegender Untersuchung meist verarbeitete Roheisen, nimmt man allerdings zugunsten des Hochofens eine stärkere Belastung des Thomaswerkes in Kauf. Dieses Roheisen ist zur Erzeugung einer hochprozentigen Schlacke noch bestens geeignet, wurden doch bei den Versuchen aus Roheisen mit nur 0,66 % V Schlacken mit 15 % V hergestellt, ein Zeichen dafür, daß die Höhe des Vanadinglehaltes in der Schlacke nicht ausschlaggebend allein vom Vanadinglehalt des Roheisens bestimmt wird.

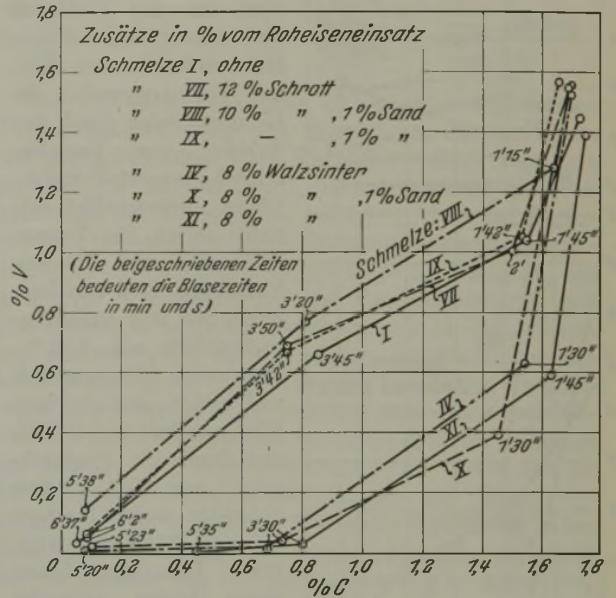


Bild 8. Vanadinverschlackung und Kohlenstoffabbau beim Frischen im Konverter mit und ohne Walzsinterzuschlag.

Bei der chemischen Aufarbeitung der Vanadinschlacke ist die Höhe des Vanadinglehaltes in der Schlacke nicht von allzu großer Bedeutung und hat sich dem Streben nach einem bestmöglichen Vanadinausbringen aus dem Roheisen unterzuordnen. Das höchste Vanadinausbringen wird beim Zusatz von Walzsinter erzielt, dessen Menge allerdings, um die Schlackenmenge nicht unnötig groß und damit den Vanadinglehalt nicht zu niedrig werden zu lassen, möglichst gering zu halten ist.

Bei der Gewinnung der Schlacke, die für die Reduktion im Lichtbogenofen bestimmt ist, ist dagegen eine andere Arbeitsweise am Platze. Deren Brauchbarkeit ist vor allem abhängig von dem Verhältnis Vanadin zu Phosphor in der Schlacke. Nun enthält die ohne Walzsinterzuschlag gewonnene Schlacke im granalienfreien Schlackengut wesentlich weniger Phosphor bei gleichzeitig höherem Vanadinglehalt als die mit Walzsinterzuschlag erzeugte Schlacke. Der höhere Anteil dieser Schlacke an phosphorhaltigen Granalien läßt sich durch Aufbereitung befriedigend aus der Schlacke entfernen, so daß er die metallurgische Verarbeitung nicht stört.

Es ergeben sich also beim Frischen des Vanadinroheisens zwei verschiedene günstigste Arbeitsweisen: Bei der Gewinnung von Schlacke für die chemische Aufarbeitung ist Walzsinter zuzusetzen, bei der Schlacke für den Lichtbogenofen ist dagegen auf diesen Zusatz zu verzichten. [Schluß folgt.]

Laugenbeständigkeit von Flußstahl in Abhängigkeit von Alterungsneigung, Wärmebehandlung und Aluminiumgehalt.

Von Franz Nehl und Walter Werner in Mülheim (Ruhr).

[Bericht Nr. 481 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*].

(Untersuchungen an unlegierten Stählen mit 0,06 bis 0,23 % C, 0 bis 0,26 % Si, 0,31 bis 0,69 % Mn, 0,008 bis 0,047 % P, 0,025 bis 0,044 % S, 0,003 bis 0,048 % Al über einen Zusammenhang zwischen Kerbschlagzähigkeit und Laugenbeständigkeit, über den Einfluß des Kohlenstoff- und Aluminiumgehaltes sowie der Wärmebehandlung auf die Laugenbeständigkeit.)

In der chemischen Industrie bereitete die Haltbarkeit von Laugeneindampfern aus Flußstahl erhebliche Schwierigkeiten. Vor allem in den Nietnähten, Krempen, an kaltgebogenen Rohrschlangen und in der Nähe der Schweißstellen traten häufig Risse auf, die einen interkristallinen Verlauf zeigen und den an genieteten Dampfkesseln auftretenden Nietlochrissen ähneln. Untersuchungen¹⁾ ergaben, daß die Ribbildung auf einen selektiven Angriff der in den Eindampfern bzw. im Kesselwasser enthaltenen Lauge auf die Korngrenzen zurückzuführen ist, daß aber für den Angriff das Vorhandensein von plastischen, hauptsächlich aber elastischen Verformungen Voraussetzung ist, wie sie sich bei Nietung nicht vermeiden lassen.

Während man im Kesselbau dieser Schwierigkeiten durch Verwendung geschweißter und nahtloser spannungsfrei geglühter Kesselkörper Herr wurde, war dies bei Einrichtungen für die chemische Industrie nicht immer möglich, weil die verwickelten Formen eine Glühung nach Fertigstellung oft nicht zuließen.

Nach A. Fry²⁾ sind sowohl Alterungs- als auch Laugensprödigkeit auf bestimmte Ausscheidungen aus der festen Lösung zurückzuführen, die durch Kaltverformung ausgelöst werden. Um welche Ausscheidungen es sich hierbei vorwiegend handelt, konnte bisher nicht einwandfrei ermittelt werden. Die Verwendung eines mit Aluminium beruhigten Stahles mit geringer Alterungsneigung für Laugeneindampfer zeigte, daß auch dieser Werkstoff gegen das Auftreten von interkristallinen Rissen keine Sicherheit bot. Die Prüfung verschiedener Schmelzen auf Laugenbeständigkeit ergab große Schwankungen. Aber auch eine Aussonderung aller Schmelzen für Laugeneindampfer mit keinem einwandfreien Prüfungsergebnis führte nicht zum Erfolg. Bleche aus ein und derselben Schmelze wiesen teilweise sehr unterschiedliche Laugenbeständigkeit auf.

Diese Schwierigkeiten gaben Anlaß, folgenden Fragen nachzugehen:

1. Sind die Kerbschlagzähigkeitswerte nach Normalglühung und nach künstlicher Alterung oder der Unterschied zwischen beiden (die sogenannte Alterungsanfälligkeit) ein Maß für die Laugenbeständigkeit?

*) Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

¹⁾ Protokoll d. Int. Verb. der Dampfkr.-Ueberw.-Ver., Chemnitz 1914; Baumann, R.: Z. bayer. Rev.-Ver. 29 (1925) S. 165/68. Parr, S. W., und F. G. Straub: Proc. Amer. Soc. Test. Mater. 27 (1927) II, S. 52/72; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 2231/32.

²⁾ Krupp. Mh. 7 (1926) S. 165/96; Z. bayer. Rev.-Ver. 32 (1928) S. 137/40, 150/53, 164/66 u. 183/84.

2. Welchen Einfluß hat die Höhe des Aluminiumzusatzes zum Stahl?
3. Welchen Einfluß üben die Abkühlungsverhältnisse auf die Anlaßbeständigkeit aus?
4. Kann durch eine nachträgliche Glühbehandlung die Laugenbeständigkeit verbessert werden?

Für die Prüfung wurden 20 mm dicke Versuchsbleche aus unlegierten Siemens-Martin-Stählen verwendet, deren chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften in *Zahlentafel 1* angegeben sind. Bei dem Stahl A wurde kein Silizium und Aluminium zugesetzt. Die Stähle C, D und E entsprechen der Blechgüte III, wie sie heute fast ausnahmslos für Zwecke, bei denen es auf Laugenbeständigkeit ankommt, verwendet werden. Beim Stahl C ist kein Aluminium zugegeben worden, während die Stähle D und E den für Stähle mit geringer Alterungsneigung vorgeschriebenen Aluminiumzusatz erhalten haben. Stähle B und F erhielten höheren Aluminiumzusatz.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Versuchsstähle.

Stahl	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Al	Streckgrenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Einschnürung %
A	0,06	0,0	0,31	0,014	0,025	0,003	24,0	34,5	38,8	78,5
B	0,10	0,04	0,39	0,009	0,025	0,048	29,4	39,3	38,8	72,2
C	0,16	0,26	0,69	0,041	0,041	0,004	30,5	48,4	28,1	62,6
D	0,16	0,16	0,65	0,044	0,044	0,010	28,8	48,2	32,5	61,8
E	0,15	0,12	0,67	0,047	0,032	0,012	30,7	48,1	31,3	61,5
F	0,23	0,12	0,51	0,008	0,025	0,044	32,1	49,9	33,8	60,7

Bei den Blechen A, B, D und E wurde die Kerbschlagzähigkeit im Anlieferungszustand und nach künstlicher Alterung (Recken um 10 % und 1/2 h Anlassen auf 250°) sowie die Laugenbeständigkeit im Walzzustand und nach verschiedenen Wärmebehandlungen ermittelt. Die Kerbschlagzähigkeit wurde

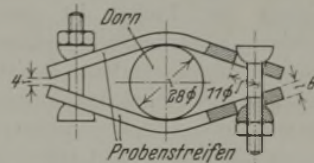


Bild 1. Maße der verwendeten Probe.

(Probenlänge 110 mm, Probenbreite 20 mm, Lochabstand für die Schrauben 90 mm.)

an Proben von 10 × 10 × 55 mm³ mit 3 mm tiefem Kerb von 2 mm Dmr. ermittelt, die Laugensprödigkeit durch den Versuch nach J. A. Jones³⁾ nach der Ausführungsart der I.-G. Farbenindustrie A.-G. geprüft. Nach Angabe der I.-G. Farbenindustrie stimmen die Ergebnisse dieses Versuches sehr gut mit dem Betriebsverhalten überein. In gleicher

³⁾ Trans. Faraday Soc. 17 (1921) I, S. 102/09; Engineering 111 (1924) S. 469/70; vgl. Stahl u. Eisen 41 (1924) S. 1509/10. Ruttman, W.: Techn. Mitt. Krupp 4 (1936) S. 26.

Weise wie bei der Jones-Probe werden dabei Streifen aus dem Werkstoff um einen Dorn bestimmter Abmessung gebogen und mit Schrauben elastisch verspannt (Bild 1). Die Proben kommen in eine wässrige Lösung mit 60% Ca(NO₃)₂ und 3% NH₄NO₃ bei 105 bis 110°. Nach Angaben der I.-G. Farbenindustrie ist mit einem Auftreten von interkristallinen Rissen im Betrieb dann nicht zu rechnen, wenn der Werkstoff nach 200 h keine Ribildung aufweist. Zur Ausschaltung einer Oberflächenentkohlung wurde bei allen Proben die Walzhaut abgearbeitet.

Stauchalterung zu Werkstoffen, die einem Angriff von Laugen im kaltverformten oder verspannten Zustand langzeitig widerstehen.

Bei der Prüfung normalgeglühter Bleche gleicher Schmelzungen ergaben sich Unterschiede in der Laugenbeständigkeit, und zwar wiesen im allgemeinen dickere Bleche, die langsamer abkühlten, eine schlechtere Laugenbeständigkeit auf als dünnere. Durch Vorversuche wurde gefunden, daß durch Anlassen normalgeglühter Bleche auf Temperaturen oberhalb 500° in vielen Fällen eine erhebliche Verbesserung der Laugenbeständigkeit eintrat. Diese nahm bis zu Anlaßtemperaturen von etwa 750° zu, um dann von 800° aufwärts wieder stark abzunehmen. Dieser Einfluß der Wärmebehandlung auf die Laugenbeständigkeit dürfte darauf zurückzuführen sein, daß die Art der an den Korngrenzen auftretenden Ausscheidungen je nach Abkühlungsart und Anlaßtemperatur eine mehr oder weniger große Beständigkeit gegenüber dem Angriff der Lauge unter Spannungen bewirkt.

Zur Prüfung des Einflusses der Wärmebehandlung auf die Laugenbeständigkeit wurden die Versuchsstähle in Wasser, Luft und Ofen nach dem Glühen über A₃

Zahlentafel 2. Nachprüfung eines Zusammenhanges zwischen Kerbschlagzähigkeit und Laugenbeständigkeit. (Für laugenbeständige Proben ist die Kerbschlagzähigkeit in fetten Zahlen angegeben.)

Ausgangszustand	Abkühlung nach 3 h Glühen bei 680° in	Stahl A			Stahl B			Stahl D			Stahl E		
		Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm ²		Abfall %	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm ²		Abfall %	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm ²		Abfall %	Kerbschlagzähigkeit in mkg/cm ²		Abfall %
		vor	nach Alterung	%	vor	nach Alterung	%	vor	nach Alterung	%	vor	nach Alterung	%
Walzzustand	—	24,8	1,6	93,5	20,9	14,8	29,2	9,7	4,9	49,5	9,4	4,8	49,0
	Wasser	1,9	0,8	58,0	19,2	3,6	81,2	6,5	1,0	84,6	4,9	1,6	67,3
	Luft	13,4	1,5	88,8	21,3	13,4	37,0	10,0	2,8	72,0	7,5	4,0	46,7
	Ofen	15,3	0,9	94,1	22,1	13,1	40,8	8,5	5,5	35,2	8,4	1,6	81,0
Ueber A ₃ geglüht, in Wasser abgeschreckt	—	14,4	12,5	13,2	22,2	20,2	9,0	6,0	4,9	18,0	11,9	8,0	32,8
	Wasser	15,5	9,7	37,0	26,3	20,0	24,0	11,5	9,0	21,8	12,0	7,2	40,0
	Luft	19,2	12,7	34,0	26,0	21,4	17,6	12,8	10,0	21,9	12,9	8,8	32,0
	Ofen	18,9	11,0	41,8	26,2	24,6	6,2	13,2	10,9	17,4	13,7	9,9	27,7
Normalgeglüht	—	18,3	—	—	22,3	18,8	15,7	10,5	7,0	33,5	10,3	6,7	35,0
	Wasser	5,8	0,96	83,4	20,0	7,7	61,5	3,0	1,2	60,0	8,0	6,6	17,6
	Luft	16,8	2,6	84,5	22,6	20,6	8,8	10,7	5,4	49,5	10,6	4,6	56,6
	Ofen	16,6	2,5	85,0	21,8	20,2	7,3	10,4	6,8	34,6	11,1	6,7	39,6
Ueber A ₃ geglüht, im Ofen abgekühlt	—	12,3	1,1	91,0	20,8	15,0	27,8	9,2	1,2	87,0	9,7	6,2	36,0
	Wasser	2,6	0,8	69,0	8,5	1,2	85,9	6,6	0,8	87,9	5,9	4,4	25,5
	Luft	13,3	1,0	92,5	16,8	8,1	51,7	8,4	2,4	71,4	10,1	5,6	44,5
	Ofen	16,3	1,1	93,2	20,7	14,8	28,6	9,9	2,1	78,8	10,3	6,0	41,8

Tafel 3. Einfluß der Wärmebehandlung auf die Laugenbeständigkeit. (+ beständig, O teilweise beständig, — nicht beständig.)

Stahl	Nach Glühen über A ₃ in Wasser abgeschreckt, dann angelassen auf						Nach Normalglühung angelassen auf						Nach Glühen über A ₃ im Ofen abgekühlt, dann angelassen auf					
	680°			750°			680°			750°			680°			750°		
	und abgekühlt in						und abgekühlt in						und abgekühlt in					
	Wasser	Luft	Ofen	Wasser	Luft	Ofen	Wasser	Luft	Ofen	Wasser	Luft	Ofen	Wasser	Luft	Ofen	Wasser	Luft	Ofen
A	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
B	+	—	+	+	O	+	+	—	+	—	+	O	—	—	—	—	+	+
C	—	—	+	+	—	+	O	—	+	—	+	+	—	—	—	—	+	+
D	+	—	+	+	O	+	—	—	O	O	O	+	+	—	—	—	+	+
E	—	—	+	+	+	—	—	—	O	+	+	O	+	+	—	—	+	+
F	—	+	+	+	+	—	+	+	+	—	+	+	+	+	+	+	+	+

Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt. Laugenbeständigkeit der Proben ist durch Fettdruck der entsprechenden Kerbschlagzähigkeitswerte gekennzeichnet. Hiernach ist eine auswertbare Beziehung zwischen Kerbschlagzähigkeiten im Anlieferungszustand und nach künstlicher Alterung sowie zwischen Kerbschlagzähigkeitsabfall und Laugenbeständigkeit nicht vorhanden. Auch bei den nicht beständigen Proben weist ein großer Teil recht hohe Kerbschlagzähigkeiten auf. Bei dem Stahl B sind zwar alle Proben mit Kerbschlagzähigkeiten nach Alterung von über 20 mkg/cm² laugenbeständig, während eine Reihe Proben mit niedrigen Kerbschlagzähigkeiten keine Laugenbeständigkeit aufweist. Zwei Proben mit einem Kerbschlagzähigkeitsabfall durch Alterung von 80% erwiesen sich als völlig laugenbeständig. Die Auswahl von Werkstoffen nach hohen Kerbschlagzähigkeiten im normalgeglühten Zustand oder nach Reck- oder Stauchalterung führt nach den Ergebnissen ebensowenig wie die Beurteilung nach dem Kerbschlagzähigkeitsabfall durch Reck- oder

abgekühlt. Dann wurden sie teilweise unterhalb des Ac₁-Punktes bei 680°, der andere Teil oberhalb des Ac₁-Punktes bei 750° angelassen und in Wasser, Luft und Ofen abgekühlt. Die Ergebnisse in Tafel 3 zeigen, daß es durch keine Wärmebehandlung gelingt, Stahl A laugenbeständig zu machen. Weiche unlegierte Stähle ohne Aluminiumzusatz mit Stahl A entsprechender Zusammensetzung können mithin nicht im Betrieb für Zwecke, bei denen es auf Laugenbeständigkeit ankommt, verwendet werden. Bei Stahl B wirkt sich der Aluminiumgehalt dahin aus, daß der Stahl nach Glühung über A₃ und Abkühlung in Wasser oder Luft beständig ist, während er nach Ofenabkühlung wieder laugenanfällig wird. Beim Anlassen auf 680° tritt nach Luft- oder Ofenabkühlung Beständigkeit ein, während nach dem Anlassen auf 750° die Beständigkeit nur nach Luftabkühlung vorhanden ist. Bemerkenswert ist, daß beim Anlassen auf 750° auch bei den nach Glühung über A₃ im Ofen abgekühlten Blechen Laugenbeständigkeit vorhanden ist, wenn nach dem Anlassen in

Luft oder im Ofen abgekühlt wird. Bei Stahl C besteht nach Glühung über A_3 und beliebiger Abkühlung mit Sicherheit keine Laugenbeständigkeit. Dagegen konnte sowohl nach dem Anlassen auf 680° sowie 750° mit anschließender Luft- oder Ofenabkühlung Laugenbeständigkeit erzielt werden, ausgenommen bei den Proben, die nach dem Glühen über A_3 im Ofen abkühlten; hier war Laugenbeständigkeit nur nach Anlassen auf 750° mit Luftabkühlung vorhanden. Es

auf. Hierbei muß aber berücksichtigt werden, daß Stahl F schon härtet und daß die durch die Härtung bewirkten Umwandlungsspannungen allem Anschein nach die Laugenbeständigkeit verschlechtern. Durch Anlassen auf 680° oder 750° mit Luft- oder Ofenabkühlung wird eine genügende Laugenbeständigkeit erreicht, mit Ausnahme der Proben, die nach Glühung über A_3 in Wasser abgeschreckt und dann nach Anlassen auf 750° im Ofen abgekühlt wurden.

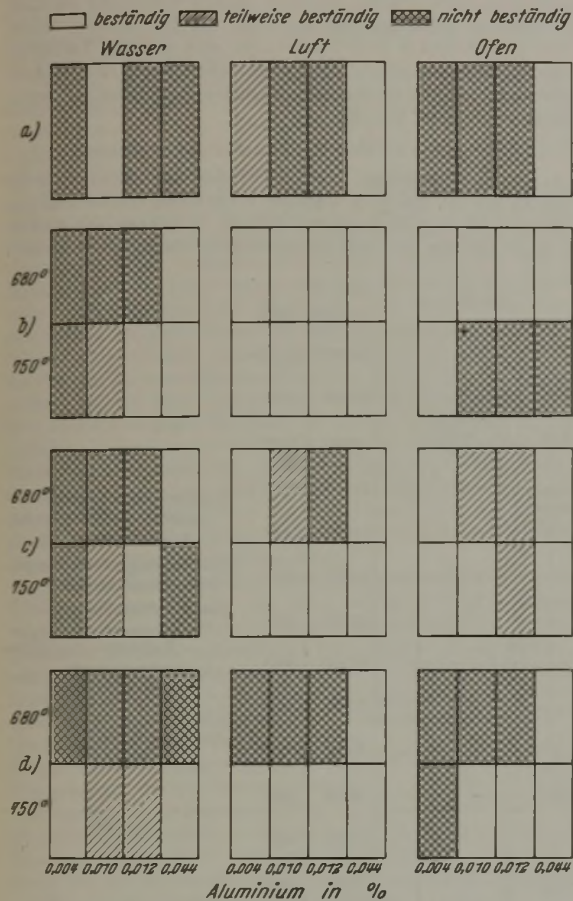


Bild 2. Abhängigkeit der Laugenbeständigkeit vom Aluminiumgehalt und von der Wärmebehandlung bei den Stählen C bis F.

- Nach Glühen über A_3 abgekühlt bei verschiedener Abkühlung.
- Nach Glühen über A_3 in Wasser abgeschreckt, dann angelassen auf 750° und 680° mit verschiedener Abkühlung.
- Nach Normalglühung angelassen auf 750° und 680° mit verschiedener Abkühlung.
- Nach Glühen über A_3 im Ofen abgekühlt, dann angelassen auf 750° und 680° mit verschiedener Abkühlung.

ist mithin möglich, durch eine bestimmte Glühbehandlung Laugenbeständigkeit auch ohne Aluminiumzusatz zu erzielen, vorausgesetzt, daß über $0,15\%$ C vorliegt. Stahl D mit einem Aluminiumzusatz von $0,8\text{ kg/t}$ verhält sich in der Laugenbeständigkeit keineswegs besser als der Stahl ohne Aluminiumzusatz. Auch bei diesem Stahl ist durch Anlassen auf 750° und Luftabkühlung Laugenbeständigkeit zu erreichen. Bei Stahl E liegen etwa dieselben Verhältnisse vor wie bei Stahl D. Stahl F mit einem Aluminiumzusatz von $1,2\text{ kg/t}$ weist im Gegensatz zu dem weichen Stahl B auch nach Wasserabkühlung keine Laugenbeständigkeit

Aus den Ergebnissen — Bild 2 veranschaulicht den Einfluß des Aluminiumgehaltes — können folgende Schlußfolgerungen über den Einfluß der Wärmebehandlung auf die Laugenbeständigkeit gezogen werden. Nach Glühung über A_3 ist nur bei den Stählen mit höherem Aluminiumgehalt mit einer sicheren Erreichung der Laugenbeständigkeit zu rechnen. Bei Glühung über A_3 und Wasserabschreckung liegt keine Laugenbeständigkeit vor; anscheinend führen hier innere Spannungen zum Versagen. Nach Glühung über A_3 und Wasserabschreckung, dann Anlassen mit Luftabkühlung wird — auch bei nicht mit Aluminium beruhigtem Stahl mit mehr als $0,15\%$ C — Laugenbeständigkeit erzielt. Bei Anlassen mit Abkühlung im Ofen war dies nur dann der Fall, wenn die Anlaßtemperatur unter A_{c1} lag. Bei einer Anlaßtemperatur über A_{c1} ging in diesem Fall bei den mit Aluminium beruhigten Stählen die Laugenbeständigkeit wieder verloren. Bei normalgeglühten Stählen wird unabhängig vom Aluminiumgehalt eine Laugenbeständigkeit durch Anlassen auf 750° mit Luftabkühlung erreicht. Bei Ofenabkühlung von dieser Anlaßtemperatur treten bereits wieder Schwankungen bei den mit üblichen Aluminiummengen beruhigten Stählen auf. Bemerkenswert ist, daß bei Stählen nach Glühung über A_3 mit Ofenabkühlung dann Laugenbeständigkeit vorlag, wenn nach Anlassen auf 750° in Luft abgekühlt wurde.

Zusammenfassung.

Versuche zeigen, daß ein Zusammenhang weder zwischen der Kerbschlagzähigkeit im Normalglühungszustand noch der Kerbschlagzähigkeit im künstlich gealterten Zustand einerseits und der Laugenbeständigkeit andererseits besteht. Auch der Kerbschlagzähigkeitsabfall durch Alterung gibt kein Maß für die Laugenbeständigkeit. Kohlenstoffarme Stähle zeigen eine stärkere Neigung zur interkristallinen Korrosion durch Laugenangriff als höhergekohlte. Deshalb sollte bei laugenbeständigem Stahl ein Kohlenstoffgehalt von $0,15\%$ nicht unterschritten werden. Durch Zusatz von Aluminium wird die Laugenbeständigkeit nur dann erhöht, wenn über $0,04\%$ Al im Stahl vorliegt. Auch bei nicht mit Aluminium beruhigtem Stahl oder bei niedrigeren Aluminiumgehalten kann eine Laugenbeständigkeit durch Abschreckung nach Glühung über A_3 und Anlassen bei 600 bis 780° mit Luftabkühlung, sowie durch Normalglühung und Anlassen auf 730 bis 780° mit Luftabkühlung erzielt werden. Bei Stählen mit mehr als $0,15\%$ C ist nach Glühung über A_3 und Abschreckung im allgemeinen keine hinreichende Laugenbeständigkeit vorhanden, es sei denn, daß die entstandenen Härtespannungen durch Anlassen wieder aufgehoben werden. Eine Entkohlung der Oberfläche muß bei laugenbeständigem Stahl unter allen Umständen vermieden werden, weil sie dadurch stark laugenanfällig würde.

Umschau.

Nomogramm zur Umrechnung von Gas- und Luftmengen aus dem feuchten oder trockenen Betriebszustand auf den trockenen Normzustand und umgekehrt¹⁾.

Für die Umrechnung einer Gasmenge vom Betriebs- auf den Normzustand kann folgende Formel²⁾ Anwendung finden:

$$V_0 = V' \cdot \frac{0,29}{0,804 + f} \cdot \frac{p}{T} \text{ Nm}^3 \text{ tr/h.}$$

Hierin bedeutet

- V_0 = Gasmenge im trockenen Normzustand (0° C, 760 mm QS tr)
- V' = Gasmenge im feuchten Betriebszustand (V = Gasmenge im trockenen Betriebszustand)
- p = absoluter Druck (Gemischdruck $b + p_b$ = Barometerstand + Ueber-(Unter-) Druck des Gases)
- T = absolute Temperatur = 273 + t
- f = Feuchtigkeit
- $0,29 = \frac{T_0}{p_0} \cdot 0,36 \cdot 0,804$
- $0,36 = \frac{T_0}{p_0}$
- $0,804$ = Raumgewicht von 1 m³ Wasserdampf bei 0° C, 760 mm QS in kg/Nm³.

einzusetzen in:

- Nm³/h (oder l/h)
- m³/h (oder NI/h)
- mm QS
- t in ° C
- kg/Nm³

von 0 bis 300 g/Nm³ vervielfacht. Hieran schließt sich die Multiplikation mit p und dann die Division durch $273 + t = T$ an.

Die Größe des Bereiches von V' zwingt zu einer Änderung der Maßstäbe in der Waagerechten und Senkrechten der Felder II und III, da andernfalls, vor allem für die kleineren Werte, die Genauigkeit der Ablesung zu stark beeinträchtigt würde. Diese Maßstabsänderung bewirkt die Abknickung der Multiplikationsstrahlen und Leitlinien.

Die dem Nomogramm zugrunde gelegte Gleichung gestattet ohne weiteres seine Anwendung auch bei trockenen Gasen. Da f in diesem Fall = Null ist, braucht man mit dem Laufstrahl nur den verziferten Strahl für $f = 0$ aufzusuchen, ohne daß die Gleichung und der Gang der schaubildlichen Rechnung im übrigen geändert zu werden braucht.

Erweiterung des Anwendungsbereiches.

1. Durch Multiplikation oder Division der Skalenwerte für V' und V_0 mit 10, 100 oder weiteren zehnfachen Werten läßt sich der Bereich für das Nomogramm beliebig erweitern oder verkleinern, da es sich um eine rein multiplikative Verknüpfung handelt.

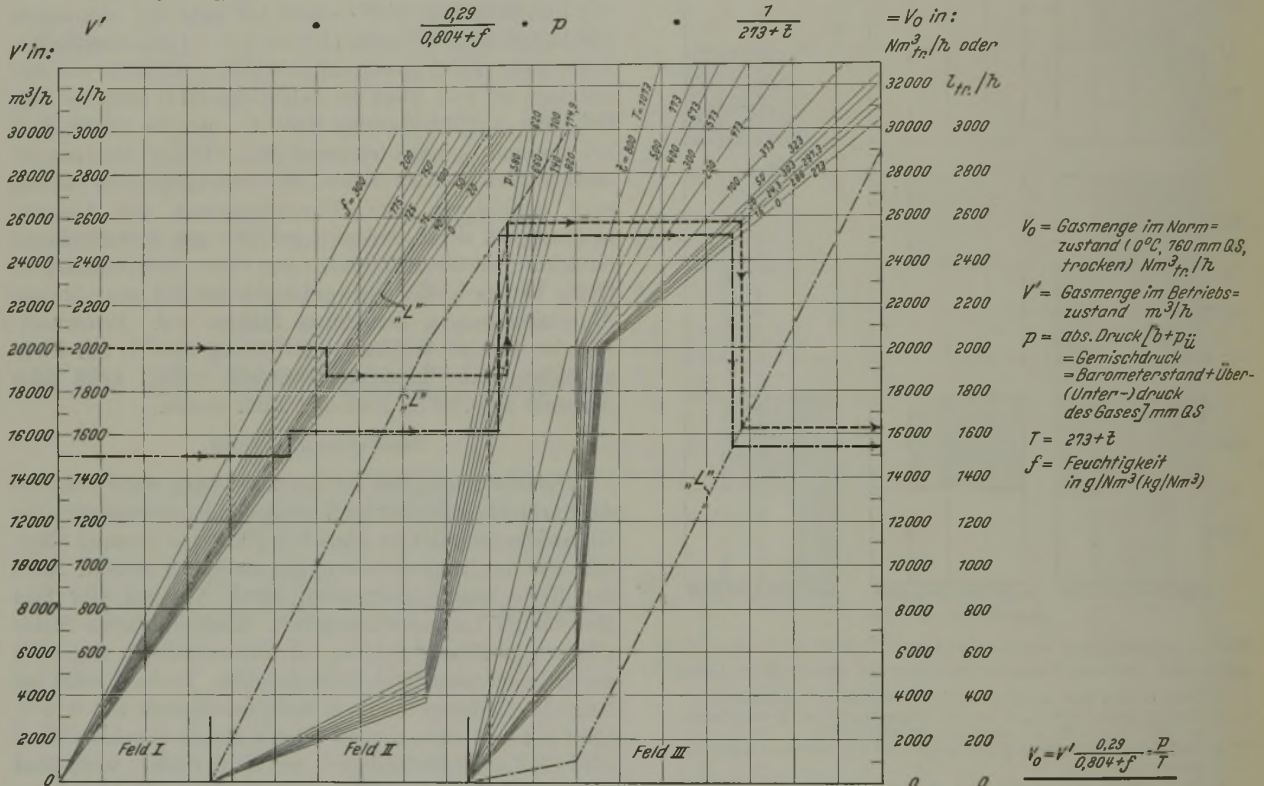


Bild 1. (Verkürztes) Nomogramm zur Umrechnung von Gas- und Luftmengen aus dem feuchten oder trockenen Betriebszustand auf den trockenen Normzustand und umgekehrt.

Die obige Gleichung ist in Bild 1 als „verkürztes“ Nomogramm dargestellt. Die Konstruktion des Nomogramms ist hier nicht behandelt; dieserhalb sei auf die in Fußnote 1 angeführte Schrift hingewiesen, die alle Einzelheiten erläutert. Das Nomogramm gilt für folgende Bereiche:

- V' (V) von 0 bis ∞ m³/h (oder l/h)
- t von 0 bis 800 ° C
- p von 580 bis 820 mm QS
- f von 0 bis 0,3 kg/Nm³ (0 bis 300 g/Nm³).

Nomogrammaufbau:

In Feld I werden die V' -Werte mit den verziferten Multiplikationsstrahlen $\frac{0,29}{0,804 + f}$ für verschiedene Werte von f im Bereich

¹⁾ Auszug aus H. Diercks und H. Euler: Praktische Nomenographie. Düsseldorf 1939.

²⁾ Vgl. H. Euler: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 232 (Wärmestelle 156).

2. An Stelle der Maßgröße m³/h und Nm³ tr/h können beliebige andere, z. B. l/h und l in Normzustand (0°, 760 mm QS tr) verwendet werden, wie es durch die Klammerausdrücke im Nomogramm (l/h und l₀/h) angedeutet ist.

3. Die Anordnung des Nomogramms gestattet auch umgekehrt, aus der Menge im Normzustand die Menge im feuchten oder trockenen Betriebszustand zu ermitteln, indem man den Laufstrahl von rechts nach links führt.

Damit erfaßt das Nomogramm den ganzen Bereich aller praktisch vorkommenden Gas- und Luftmengen, die irgendwie für Umrechnungen vom feuchten oder trockenen Betriebszustand auf den Normzustand oder umgekehrt in Frage kommen.

Beispiel (gestrichelter Laufstrahl). Für $V' = 20\,000$ m³/h ergibt sich bei $f = 125$ g/Nm³ tr, $p = 774,9$ mm QS, $t = 24,3^\circ$: $V_0 = 16\,270$ Nm³/h.

Der strichpunktierte Laufstrahl zeigt ein Beispiel für die Umrechnung einer Gasmenge vom trockenen Betriebszustand ($f = 0$) in den trockenen Normzustand.

Für $V = 15\,000$ m³ tr/h ergibt sich bei $t = 15^\circ$ und $p = 820$ mm QS: $V_0 = 15\,400$ Nm³ tr/h.

Neuerungen im Hochofenwesen der Vereinigten Staaten im Jahre 1938.

In einem Rückblick auf dem Gebiete des Hochofenwesens bezeichnet Wm. A. Haven¹⁾ das Jahr 1938 als ein Jahr so tiefgreifender Umwälzungen, daß selbst die natürlichsten Verfahren der Roheisenerzeugung davon nicht unberührt geblieben seien. Zwei dieser Neuerungen hebt er dabei ganz besonders hervor, nämlich die im Werden begriffene Verbesserung des thermischen Wirkungsgrades des Hochofens durch erhebliche Verstärkung der Windpressung und die allgemein Platz greifende Roheisenentschwefelung in der Pflanze, die dem alten Zwang nach Herstellung schwefelarmen Roheisens im Ofen selbst ein Ende zu bereiten schien.

Wie in Deutschland, so konnten auch die nordamerikanischen Hüttenwerke nicht an der Forderung nach neuen Wegen der Entschwefelung vorbeikommen und mußten trotz wachsender Beeinflussung von Koksverbrauch und Selbstkosten dauernde Versuchsreihen durchführen.

Eine weniger gute Aufnahme in der Praxis fand die theoretisch gut vorbereitete Anwendung gesteigerter Windpressung. Kein Betrieb fand sich bereit, entsprechend große Summen für die Umstellung seiner Hochofen auf höheren Winddruck zur Verfügung zu stellen. Die Neigung mancher Betriebsführer ging vielmehr in entgegengesetzter Richtung, den Winddruck eher zu senken als zu steigern. Es ist anzunehmen, daß die im vergangenen Jahre veröffentlichten Abhandlungen von J. B. Austin²⁾ über die Theorie des neuzeitlichen Hochofens der Grund für diese Einstellung gewesen sind. Austin war hierbei zu dem Schluß gekommen, daß die heutigen Hochofen im Vergleich zu anderen metallurgischen Oefen einen verhältnismäßig sehr hohen thermischen Wirkungsgrad haben, der gegenüber dem des Siemens-Martin-Ofens sogar viermal so groß ist. Trotzdem sind noch viele amerikanische Hüttenwerke weit davon entfernt, den richtigen Ausgleich zwischen Roheisenerzeugung, Umwandlungskosten und thermischem Wirkungsgrad zu finden.

Wesentliche Fortschritte waren dagegen auf einigen anderen Gebieten zu verzeichnen. So ist es vor allen Dingen gelungen, bedeutend bessere Verfahren für die Anreicherung der in den Oststaaten reichlich auftretenden feinkörnigen Magnetit-erze einzuführen und die gesinterten Konzentrate mit besonders gutem Erfolg im Hochofen zu verhütten. Bei einigen Oefen, die bis 100 % dieses Sintergutes verarbeiteten, konnte man den Koksverbrauch auf 640 kg je t Roheisen senken. Außerdem wurden große Mengen auf dem Wasserwege nach den westlichen Werken auf den Weg gebracht. In den Südbezirken machte man andererseits große Anstrengungen, die Roheisenerzeugung durch verschiedene Mittel auf größtmögliche Höhe zu bringen. Durch Zerkleinern aller Erze auf höchstens 32 mm und nachfolgendes Aussieben soll bereits der Koksverbrauch ganz bedeutend gesenkt worden sein.

Bei der Neuzustellung eines Ofens in Youngstown hat als Vorbild die bekannte Bauart des Ofens 2 der Ohio-Werke gedient. Man wählte einen Gestelldurchmesser von 7,75 m und eine Höhe von 32 m. Glocke und Glockendurchlaß sind so groß bemessen, daß eine doppelte Ladung, also etwa 36 t, in einem einzigen Arbeitsgang in den Ofen hineingelassen werden kann. Trotz seiner kurzen Betriebsdauer soll der Ofen die Richtigkeit dieser außergewöhnlichen Vergrößerung bereits bewiesen haben.

Im übrigen hat das Jahr 1938 an äußeren und inneren Veränderungen des Hochofens und seines Zubehörs nur wenig Neues gebracht. Erwähnenswert ist die Zustellung von Winderhitzern mit kugelförmigen Steinen, mit denen man nach guten Anfangserfolgen die drei obersten Meter des Gitterwerkes angefüllt hat.

Für die Gasreinigung wurde ein neuartiger aus der Zusammenarbeit von McKee und der Research Corp. entstandener Reiniger herausgebracht, der in jeder Beziehung wettbewerbsfähig sein soll. Die Bauart dieses neuen Reinigers trägt zur Vereinfachung der Gasreinigung bei, da Bodenfläche, Grundgemäuer, Rohrverbindungen und Ventile stark vermindert sind und dadurch viel zur besseren Uebersichtlichkeit des Betriebes beigetragen wird. *Arno Wapenhensch.*

Einige Prüfungen an Abschreckölen.

In Zahlentafel 2 des Umschau-Berichtes³⁾ sind die Flammpunkte der Öle nicht in ° C, sondern in ° F angegeben. Dieser Irrtum ist schon in der englischen Hauptarbeit enthalten.

¹⁾ Blast Furn. 27 (1939) S. 43/45.

²⁾ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 131 (1938) S. 74/101; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 598, 600.

³⁾ Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1140.

Archiv für das Eisenhüttenwesen.

Der Wärmeübergang in Rohren und an Rohrbündeln.

Im ersten Teil seiner Arbeit untersucht Alfred Schack¹⁾ die wichtigsten neueren Meßergebnisse des Wärmeübergangs im Rohr und stellt erhebliche Streuungen fest, die einerseits auf die Labilität des Wärmeübergangs, andererseits auf Meßfehler zurückgeführt werden können. Da also keine feste Vergleichsgrundlage vorhanden war, wurden die Meßergebnisse (in einigen Fällen unter Berücksichtigung ihres Gewichtes) einfach gemittelt. Dieses Gesamtmittel bestätigt im wesentlichen die Voraussagen der Ähnlichkeitstheorie des Wärmeübergangs. Die Schlußformel für den Wärmeübergang bei turbulenter Strömung im technischen Rohr lautet für Gase und überhitzte Dämpfe

$$\alpha = 20,9 \cdot c_p^{0,77} \lambda^{0,23} \frac{w_0^{0,75}}{d^{0,25}} \text{ kcal/m}^2 \text{ h } ^\circ \text{C}^2).$$

Im zweiten Teil der Arbeit werden die neuesten amerikanischen Messungen des Wärmeübergangs bei Strömung quer durch Rohrbündel dargestellt und eine neue Formel abgeleitet, die die wenig bekannte Wärmeleitfähigkeit der Gase in abgeschwächter Form enthält. Die Schlußformel des Wärmeübergangs von Gasen und überhitzten Dämpfen beim Querstrom durch versetzte oder nicht-versetzte Rohrbündel mit über 5 Rohrreihen lautet:

$$\alpha = 51,0 f_a \cdot \lambda^{0,39} c_p^{0,61} \frac{w_0^{0,61}}{d^{0,39}} \text{ kcal/m}^2 \text{ h } ^\circ \text{C}^2).$$

Ebenso wie beim Wärmeübergang im Rohr werden die Funktionen $\lambda^{0,39} \cdot c_p^{0,61}$ für die einzelnen Gase als einfache Temperaturfunktionen dargestellt. Für den Anordnungsfaktor f_a wird eine Formel gefunden, so daß die vorstehende Gleichung für die wichtigsten Gase gesondert dargestellt werden konnte.

Bei den Untersuchungen zeigte sich, daß die viel benutzte Beziehung

$$\frac{\lambda}{c_v \eta} = \text{konst.}^2)$$

nicht genügend erfüllt ist, um λ aus der spezifischen Wärme c_v und Zähigkeit η zu berechnen. Dagegen gibt die Sutherlandsche Formel im Gegensatz zu manchen Andeutungen im Schrifttum die Zähigkeit der Gase ganz ausgezeichnet wieder und ist deshalb auch für Extrapolationen zuverlässig. Eine wirkliche Entscheidung über die Art des Einflusses der Stoffwerte oder der Temperatur auf die Wärmeübergangszahl dürfte wegen der Schwierigkeit der Messung bei hohen Temperaturen nicht mehr durch Messung des Wärmeübergangs von Luft oder Rauchgas, sondern von Wasserstoff und Äthylen zu erzielen sein.

Für die Druckverluste bei versetzter und geradliniger Anordnung werden auf Grund der amerikanischen Messungen neue Formeln aufgestellt. Der Druckverlust bei geradliniger Rohr-anordnung ist:

$$\Delta p_g = 0,0163 \frac{N^{0,81}}{\left(\frac{s_q}{d}\right)^{1,5}} w_0^2 \gamma_0 \frac{T}{273} \text{ mm WS}^2).$$

Bei versetzter Anordnung:

$$p_g = 0,0204 N \frac{w_0^2 \gamma_0}{\sqrt[3]{\frac{s_q}{d} - 1}} \frac{T}{273} \text{ mm WS}^2).$$

In vielen Fällen wird bei geradliniger Anordnung mit gleichem Druckverlust eine höhere Wärmeübergangszahl erreicht als bei versetzter. Im übrigen zeigt sich deutlich der wärmeübergangstechnische Grundsatz: Höhere Wärmeübergangszahlen bedingen stark gesteigerte Druckverluste.

Die Titration mit polarometrischer Endpunktsanzeige.

Alfred Neuberger³⁾ erläutert zunächst die elektrischen Vorgänge bei dieser Titration an Hand verschiedener Kurven und hebt die grundsätzlichen Unterschiede gegenüber der polarographischen Analyse hervor.

In einem kurzen geschichtlichen Rückblick werden die Wege aufgezeigt, die beschritten worden sind, um zu der heute üblichen Ausführung des Verfahrens zu gelangen. Gleichzeitig wird auf die vielen Anwendungsmöglichkeiten vor allem im Hütten-

¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 155/69 (Wärme-stelle 273).

²⁾ Die Formelzeichen-Erklärung ist in der Hauptarbeit zu finden.

³⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 171/74 (Chem.-Aussch. 135).

laboratorium hingewiesen. Als praktisches Beispiel wird der Endverlauf der Titration von Kupfer mit Salizylalldoxim in einem Schaubild gezeigt.

Der Verfasser hofft, daß dieses Verfahren in möglichst vielen Eisenhüttenlaboratorien auf seine Brauchbarkeit hin geprüft wird, da es wegen der Verwendbarkeit von organischen Fällungsmitteln in manchen Fällen zum Ziele führen kann, wenn andere Bestimmungsverfahren versagen.

Die Beziehungen zwischen den Bruchdehnungen δ_5 und δ_{10} und der Brucheinschnürung bei legierten Stählen.

Für die Umrechnung der Bruchdehnung δ_5 auf δ_{10} und umgekehrt unter Zuhilfenahme der Brucheinschnürung ψ wurde von Alfred Krisch¹⁾ eine Umrechnungstafel gezeichnet und ihre Brauchbarkeit durch Nachprüfung der Werte von 817 Zerreißstäben aus Chrom-Nickel-, Chrom-Molybdän- und Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl nachgewiesen. Bei über 40 % der Stäbe ergab sich dabei eine kleinere Abweichung als $\pm 0,5$ Dehnungsprozent, bei über 75 % eine kleinere Abweichung als ± 1 Dehnungsprozent der berechneten gegen die gemessene Bruchdehnung.

Zur Umrechnung von Bruchdehnungen auf andere Meßlängen mit der Gleichung von M. Rudeloff und St. Gallik.

Bei der Nachprüfung an Bruchdehnungswerten für fünf- und zehnfache Meßlänge, die von Fritz Uebel²⁾ an zwei legierten Stählen in zum Teil sehr hoch vergütetem Zustande ermittelt worden waren, erwiesen sich die aus der Gleichung von M. Rudeloff³⁾ und St. Gallik⁴⁾ entwickelten Kurventafeln zur Umrechnung von Bruchdehnungen auf andere Meßlängen⁵⁾ als unbrauchbar. Als Grund des Versagens wird erkannt, daß der zunächst als gleichbleibend angenommene Beiwert C der Ausgangsgleichung tatsächlich wesentlich vom Streckgrenzenverhältnis abhängt. Der Anwendungsbereich der Umrechnungstafeln nach der Rudeloff-Gallikischen Gleichung bleibt somit auf Stähle im Walzzustand mit dem üblichen Streckgrenzenverhältnis von etwa 0,65 beschränkt.

Das Zustandsschaubild Eisen-Eisensilizid-Wolfram.

Von dem Dreistoffsystem Eisen-Eisensilizid-Wolfram wurden von Rudolf Vogel und Hermann Töpker⁶⁾ sechs Schnitte thermisch und mikroskopisch ausgearbeitet. Die Verbindung FeSi bildet mit Wolfram einen pseudobinären Schnitt, auf dem die ternäre kongruent schmelzende Verbindung FeWSi nachgewiesen wurde und eine ternäre inkongruent schmelzende Verbindung FeW₂Si wahrscheinlich gemacht werden konnte. Die im System Eisen-Silizium im festen Zustand entstehende Verbindung Fe₃Si₂ bildet mit einem ausgezeichneten ternären Mischkristall der Reihe Fe₃Si₂-FeWSi lückenlose Mischkristalle im festen Zustand. Dieser ausgezeichnete Mischkristall hat als Endglied die Zusammensetzung 25,75 % W, 19,55 % Si, 54,7 % Fe, was der Formel Fe₇WSi₅ ungefähr entspricht. Die Kristallisationsvorgänge sind durch drei Uebergangsvierphasenebenen und eine eutektische Vierphasenebene gekennzeichnet. Auf einer fünften Vierphasenebene erfolgt die Bildung der ausgezeichneten ternären Mischkristallphase, die mit der im System Eisen-Silizium im Festen entstehenden Verbindung Fe₃Si₂ eine lückenlose Reihe von Mischkristallen bildet. Zwei isotherme Schnitte geben die Zustandsfelder bei 1175° und bei Raumtemperatur an. Die Lage der Versuchsschmelzen im Dreistoffsystem wurde durch Stichproben auf chemische Zusammensetzung nachgeprüft.

Mikrozerreißmaschine zur mikrographischen und kinematographischen Untersuchung der Werkstoffe.

Theodor Pöschl⁷⁾ beschreibt eine Mikrozerreißmaschine, die eine Ergänzung zu den vorhandenen Einrichtungen zur Werkstoffuntersuchung für kleine Prüfkörper darstellt und durch deren weitere Entwicklung und Verwendung lehrreiche Einsichten in das Verhalten des Korngefüges der Werkstoffe bei mechanischen Beanspruchungen und vor allem in den Zerreißvorgang zu erwarten sind. Die mit dieser Prüfmaschine erhaltenen Filme eignen sich in hervorragendem Maße als Lehr- und Unterrichtsfilm für alle Arten technischer Unterrichtsanstalten sowie auch

als Kulturfilme zur Vorführung in weiteren Kreisen und vermitteln einen Einblick in die verwickelten Gefügezusammenhänge der technischen Werkstoffe. Nur die unmittelbare Wiedergabe des Gesamtvorganges selbst auf einer Großfläche, die dem Verfasser als ideales Ziel vorschwebt, ist — da es sich um Beobachtungen im auffallenden Licht handelt — zur Zeit noch nicht möglich.

Aus Fachvereinen.

Iron and Steel Institute.

(Frühjahrs-Hauptversammlung vom 3. bis 5. Mai 1939 in London. — Fortsetzung von S. 1141.)

In den letzten Jahren hat die Frage über den

Einfluß der Ofengase auf die Zunderbildung bei Stählen

besondere Beachtung gefunden. Durch diese Untersuchungen wurden einmal die hochhitzebeständigen Stähle entwickelt, zum anderen gelang es, durch Einhaltung bestimmter Glühbedingungen die Zunderausbildung so zu lenken, daß die geringstmögliche Schädigung der Stähle für den späteren Verwendungszweck eintrat. A. Preece, G. T. Richardson, J. W. Cobb und E. Simister¹⁾ untersuchten die Einwirkung von oxydierenden, reduzierenden und neutralen Gasen auf verschiedene Stähle, deren Zusammensetzung aus *Zahlentafel 1* zu entnehmen ist. Die Zusammensetzung dieser drei Gasarten wird mit 10 % CO₂, 40 % H₂O und 80 % N₂ für den neutralen, 10 % CO₂, 40 % H₂O einschließlich wechselnder Mengen CO + H₂ und 80 % N₂ für den reduzierenden und 40 % CO₂, 40 % H₂O einschließlich wechselnder Mengen O₂ und 80 % N₂ für den oxydierenden Zustand angegeben. Genauere Einzelheiten über die benutzte Versuchseinrichtung sind bereits veröffentlicht worden²⁾. Um den Einfluß von in Ofengasen vorhandenem Schwefel nachzuprüfen, wurden in einer weiteren Versuchsreihe diesen drei Atmosphären wechselnde Schwefeldioxydmengen bis zu 0,3 % zugesetzt. Die Versuchstemperaturen lagen bei 650, 1000 und 1150°.

Zahlentafel 1.

Chemische Zusammensetzung von Versuchsstählen.

Stahl Nr.	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	Sonstiges
1	0,13	0,10	0,55	0,030	0,029	—	—
2	0,31	0,24	0,84	0,047	0,039	—	—
3	0,39	0,19	0,73	0,032	0,028	—	—
4	0,64	0,22	0,67	0,031	0,015	—	—
5	1,30	0,19	0,36	0,019	0,014	—	—
6	0,14	0,22	0,35	0,038	0,031	—	5,12 % Ni
7	0,12	3,84	0,14	0,042	0,030	—	—
8	0,11	0,19	0,27	—	—	17,5	8,5 % Ni
9	0,12	0,54	0,25	—	—	12,6	—
10	0,39	2,8	0,38	0,020	0,010	9,0	—
11	0,04	—	—	—	—	—	0,88 % Al
12	0,16	—	—	—	—	—	7,86 % Al
13	0,39	0,28	1,52	0,033	0,050	—	—
14	1,20	0,49	13,05	—	—	—	—
15	0,16	0,44	0,30	—	—	17,2	2,5 % Ni

Zur Entfernung des Zunders und seiner quantitativen Untersuchung wurden die Proben nach beendigem Versuch in einer 5prozentigen wäßrigen Schwefelsäurelösung bei 4 V Spannung kathodisch elektrolysiert; als Anode wurde Platin verwandt. Dieses Beizverfahren hat den Vorteil, daß der Zunder in fast allen Fällen restlos durch die zwischen Metall und Zunder entstehenden Wasserstoffblasen entfernt wird. Zudem wird die spätere chemische Untersuchung nicht wie bei dem Sparbeizverfahren erschwert. In einem Blindversuch wurde ein nicht-verzunderter Stahl dieser Behandlung ausgesetzt, wobei festgestellt wurde, daß für die verwandte Probengröße im Höchstfalle eine Gewichtsabnahme bis zu 0,3 mg eintrat. Nach dem Versuch wurden die Proben makroskopisch und mikroskopisch untersucht, die Gewichtszunahme bzw. -abnahme ermittelt und nachgeprüft, ob sich außer dem Flächenangriff auch interkristalline Einwirkungen auf den Stahl nachweisen ließen. Bei den schwefelhaltigen Atmosphären wurde außerdem noch der Schwefelgehalt des Zunders bestimmt.

Verzunderung bei 1000°.

Bei unlegierten Stählen nimmt die Zundermenge in neutralem Gas mit dem Kohlenstoffgehalt des Stahles stetig ab. Die Verzunderung ist flächenmäßig, und es werden keinerlei Anzeichen für einen interkristallinen Angriff gefunden. Durch Zugabe von Sauerstoff bis zu etwa 1 % wird eine starke Vergrößerung der Verzunderung hervorgerufen. Oberhalb dieses Wertes tritt nur noch eine schwache Steigerung ein. Kohlenoxyd vermindert die

¹⁾ Second Report of the Alloy Steels Research Committee. London 1939 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 24). S. 9/63.

²⁾ First Report of the Alloy Steels Research Committee. London 1936 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 14). S. 213/26. Vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 381.

¹⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 175/78 (Werkstoffaussch. 478).

²⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 179/81 (Werkstoffaussch. 479).

³⁾ Stahl u. Eisen 37 (1917) S. 324/30 u. 374/81.

⁴⁾ Vergleichende Untersuchung der Dehnungen der Eisen- und Stahlmaterialien bei Zerreißversuchen mittels Probestäben von verschiedenen Längen. Als Beitrag zu den internationalen IFeN Stahl- und Eisennormen. Budapest 1930.

⁵⁾ Uebel, F.: Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 515/19 (Werkstoffaussch. 340).

⁶⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 183/88 (Werkstoffaussch. 480).

⁷⁾ Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 189/92.

Zundermenge, verändert aber den Zunder selbst nicht. Werden zu reduzierenden und neutralen Gasen kleine Mengen Schwefeldioxyd gegeben, so führt dies zu einer äußerst starken Vermehrung des Zunders, wobei Aenderungen in der Zunderzusammensetzung (Bildung von Eisensulfid) beobachtet werden. Es besteht eine kritische Konzentration an Schwefeldioxyd (etwa 0,08 bis 0,1 %), oberhalb derselben Eisensulfid in nachweisbarer Menge an der Berührungzone Metall—Zunder auftritt und eine Einwanderung des Sulfids längs der Korngrenzen beobachtet wird. Bei oxydierendem Gas war die Zugabe von Schwefeldioxyd desto weniger wirksam, je größer die Sauerstoffkonzentration war. Die schädlichen Einwirkungen des Schwefeldioxyds werden hinsichtlich des interkristallinen Angriffs durch die Sauerstoffzugabe aufgehalten, wahrscheinlich weil durch Vergrößerung des Sauerstoffgehaltes die Bildung von Eisensulfid verhindert bzw. verkleinert wird. Aus den erhaltenen Ergebnissen wird für die betriebsmäßige Auswertung gefolgert, daß es, um einen Geringwert an Zunder zu erhalten, bei schwefelfreiem Ofengas zweckmäßig ist, den Ofen leicht reduzierend einzustellen, um freien Sauerstoff fernzuhalten, der die Oxydation ungewöhnlich stark beschleunigt. Für schwefelhaltige Gase mit etwa 0,1 bis 0,2 % SO_2 wird vorgeschlagen, da ein verhältnismäßig hoher Verzunderungsgrad doch unvermeidlich ist, den Ofen mit einem Ueberschuß von 2 bis 3 % O_2 einzustellen, um die Bildung der Sulfidphase an der Innenseite des Zunders zu verhindern, damit auf diese Weise das interkristalline Eindringen des Zunders in den Stahl vermieden wird.

Manganengehalte bis zu 30 % im Stahl haben weder auf die Zunderbildung noch auf die Zunderart großen Einfluß. Bei allen in der vorliegenden Arbeit angewandten Ofengasen verhielten sich Manganstähle mit 1,5 bis 13 % Mn ähnlich wie unlegierte Stähle. Es könnte angenommen werden, daß durch Zugabe von Schwefeldioxyd zu den Ofengasen sich infolge der großen Neigung des Mangans zum Schwefel die Zundermenge und der Zundervorgang verändern. Versuchsergebnisse in dieser Richtung konnten aber nicht gewonnen werden.

Die Verzunderung von Nickelstählen mit 5 % Ni in schwefelfreiem Gas ist in jedem Falle durch die selektive Oxydation des Eisens gekennzeichnet, so daß also nach bedingtem Versuch Nickelanreicherungen unter der Zunderschicht beobachtet werden. Bei der Anwendung von schwefelhaltigem Gas wird — ähnlich wie bei unlegierten Stählen — oberhalb eines gewissen kritischen Gehaltes, der zwischen 0,06 und 0,08 % SO_2 liegt, eine äußerst starke Zunahme des durch den Zunder aufgenommenen Schwefels beobachtet, wobei gleichzeitig auch hier eine entsprechende interkristalline Einwanderung stattfindet. Diese ist aber bei Nickelstählen stärker als bei unlegierten Stählen und wurde durch die Zugabe von Sauerstoff bis zu 4 % zwar herabgesetzt, aber nicht aufgehoben. Die Anwendung reduzierender, schwefelhaltiger Gase vermindert leicht die Zundermenge.

Silizium erwies sich neben Aluminium bei Anwendung schwefelfreier Gase als ein für die Erhöhung der Zunderbeständigkeit besonders geeigneter Zusatz. Der Versuchstahl enthielt 4 % Si. Die gebildete Zunderschicht ist in neutralem Gas sehr dicht und besteht aus einer äußeren Schicht von Eisenoxyd, die durch elektrolytisches Beizen von der inneren Schicht leicht getrennt werden kann, die in der Hauptsache Kieselsäure enthält. Anzeichen einer interkristallinen Einwanderung des Zunders in den Stahl wurden nicht gefunden. Die Verzunderung steigt in oxydierendem Gas an. Bemerkenswert war die Feststellung, daß in vielen Fällen stellenweise eine stärkere Verzunderung eintrat, die wohl dadurch zu erklären ist, daß der beim Erhitzen gebildete Schutzfilm aus siliziumreichem Stoff an diesen Stellen zerstört wurde. Worauf diese Zerstörung zurückzuführen ist, können die Verfasser nicht angeben. Sie glauben aber, daß durch die Art der Oberflächenbehandlung der Proben oder durch die Anwesenheit nichtmetallischer Einschlüsse diese nicht bedingt ist. Kohlenoxyd bewirkt auch hierbei eine leichte Verminderung der Zundermenge, ohne den Verzunderungsvorgang selbst zu verändern. Die Zugabe von Schwefeldioxyd zum Gas verursacht bei Siliziumstählen eine erhebliche Vergrößerung der Zundermenge. Sie bewirkt aber gleichzeitig das Entstehen einer gleichmäßig glatten Zunderschicht, die sich bei Einhaltung von 0,1 bis 0,2 % SO_2 leicht entfernen ließ. Der Siliziumstahl verhält sich in schwefeldioxydhaltigem Gas insofern grundsätzlich anders als unlegierter und Nickelstahl, da durch Sauerstoffzugabe in jedem Falle eine Erhöhung des allgemeinen Angriffes eintritt. Ein interkristalliner Angriff wird aber nicht beobachtet. Weiter wird im Gegensatz zum unlegierten Stahl selbst durch 4 % O_2 der Einfluß des Schwefeldioxyds nicht restlos aufgehoben. Es bilden sich unter diesen Bedingungen immer noch kleine Mengen Eisensulfid, die vielleicht für die glatte Verzunderung verantwortlich zu machen sind.

Die Zunderbeständigkeit von Chromstahl wird besonders von dem Chromgehalt bestimmt. Geringe Chrommengen sind nicht so wirksam wie gleiche Siliziummengen. Die in schwefel-

freiem, neutralem Gas entstehende Zunderschicht war sehr festhaftend und ließ sich durch das kathodisch-elektrolytische Beizen nicht restlos entfernen. Durch Sauerstoffzugabe bis zu 2 % konnte eine erhebliche Vermehrung der Zundermenge beobachtet werden. Oberhalb dieses Sauerstoffgehaltes war der Anstieg nur noch verhältnismäßig gering. Bei der bei 4 % O_2 gebildeten Zunderschicht wurde festgestellt, daß sie aus einer äußeren Schicht aus Eisenoxyd, einer mittleren aus Chrom-Eisenoxyd und einer dritten, die neben Oxyden noch Metallteilchen enthält, besteht. An den Korngrenzen des Stahles wurden an der Berührungzone Metall—Zunder ebenfalls oxydische Teilchen festgestellt. In reduzierendem Gas verminderte sich die Zundermenge etwas, jedoch trat eine Aenderung des Verzunderungsvorganges selbst nicht ein. Stieg der Chromgehalt der untersuchten Stähle von 12 auf 18 %, so wurde eine weitere erhebliche Steigerung der Verzunderungswiderstandsfähigkeit erzielt. In neutralem Gas war als einziges Anzeichen einer stattgefundenen Oxydation lediglich die Bildung eines dunkelgrünen Films festzustellen, der einen weiteren Angriff verhinderte. In oxydierendem Gas wurden außerdem noch an verschiedenen Stellen Anhäufungen von anders gefärbten Oxyden festgestellt, die offenbar aus Ferrioxyd bestehen. Wurde den Ofengasen Schwefeldioxyd zugesetzt, so trat auch bei den Chromstählen eine erhebliche Verminderung des Verzunderungswiderstandes ein. Bis zu Schwefeldioxydgehalten von 0,06 % war nur sehr wenig Schwefel vom Zunder aufgenommen. Oberhalb dieses kritischen Wertes stieg die Sulfidmenge an, jedoch konnten Anzeichen einer interkristallinen Korrosion, ähnlich wie bei Siliziumstählen, nicht festgestellt werden. In reduzierendem Gas trat auch hier eine leichte Verminderung der Zundermenge ein, ohne den Verzunderungsvorgang zu beeinflussen.

Ähnlich wie auf dem Siliziumstahl beim Erhitzen hochsiliziumhaltige Schutzschichten entstehen, so bilden sich beim Verzundern des Aluminiumstahles solche, die große Mengen Aluminiumoxyd enthalten und in vielen Fällen eine weitere Verzunderung aufhalten oder erheblich einschränken. In schwefelfreien Feuerungsgasen war die Zugabe von 1 % Al ebenso wirksam wie von 4 % Si. Bei Gegenwart von 8 % Al wurde eine weiße zusammenhängende Schicht aus Aluminiumoxyd auf der Stahl-oberfläche beobachtet. Die Zugabe von Sauerstoff zum Gas verursachte neben einer leichten Erhöhung der Zundermenge eine stellenweise stärkere Verzunderung, die durch die Entstehung schwarzer Knötchen gekennzeichnet ist, und zwar an den Stellen, wo offenbar der Aluminiumoxydfilm zerstört worden ist. Wurde dem neutralen Gas Schwefeldioxyd zugesetzt, so war bei einem Stahl mit 0,9 % Al eine äußerst starke Vermehrung der Zundermenge zu beobachten; bei einem Stahl mit 8 % Al war bis zu Schwefeldioxydgehalten von 0,15 % die Zunderbeständigkeit sehr gut. Oberhalb dieses Gehaltes wurde aber der Schutzfilm an einigen Stellen zerstört, worauf hier eine starke Verzunderung einsetzte, die sich über die ganze Oberfläche verbreitete. Die Einflüsse, die die Zerstörung des Schutzfilms bei Gegenwart von Schwefeldioxyd beherrschen, sind nicht bekannt. Jedoch deuten die erhaltenen Ergebnisse darauf hin, daß die Oberflächenbeschaffenheit des Stahles von großem Einfluß ist. Bemerkenswert war bei der Verzunderung des Aluminiumstahles das Vorhandensein eines nadelförmigen Gefüges an der Oberfläche des Metalles unmittelbar unter der Zunderschicht. Dieses Gefüge wurde bei Behandlung in schwefelfreiem Gas nicht festgestellt. Man könnte daraus schließen, daß diese Nadeln aus Aluminiumsulfid bestehen. Eine chemische Untersuchung wurde aber nicht vorgenommen. Die Zugabe von Sauerstoff zum neutralen Gas mit 0,2 % SO_2 verminderte die Zundermenge.

Der bezeichnendste Umstand, der die Verzunderung des Chrom-Nickel-Stahles mit 18 % Cr und 8 % Ni beherrschte, war der, daß bei Anwesenheit von Schwefeldioxyd die Zugabe von Kohlenoxyd eine Erhöhung der Zundermenge bewirkte, während durch Sauerstoffzugabe eine Verminderung eintrat. In manchen Fällen führte die Zugabe von Schwefeldioxyd zur Bildung eines beständigen Films an der Oberfläche der Proben, ganz gleichgültig wie die Oberflächenbeschaffenheit war. Dieser Film scheint ähnlich dem zu sein, der auf Chromstahl mit 18 % Cr entsteht. Im übrigen war der Angriff in allen Ofengasen geringfügig. Selbst nach achtstündiger Erhitzungsdauer bei Gegenwart von 0,2 % SO_2 wurden keine Anzeichen einer interkristallinen Korrosion gefunden.

Nach dem Erhitzen eines Silizium-Chrom-Stahles mit 3 % Si und 9 % Cr in neutralem Gas war die Oberfläche mit einem dünnen zusammenhängenden grünen Film bedeckt, der die weitere Oxydation verhinderte. Die Bildung dieses Films war bei Abwesenheit von Schwefeldioxyd von der Oberflächenbehandlung der Proben unabhängig. In Gegenwart von Schwefeldioxyd war die Stahloberfläche von Einfluß. So wurde in einigen Fällen bei einer hochglanzpolierten Probe nur die Bildung eines dünnen Films beobachtet, während ein rauher Grund unter

gleichen Umständen stark verzundet wurde. Bis zu Schwefeldioxydgehalten von 0,1 % war die Schutzschicht widerstandsfähig. Oberhalb dieses Gehaltes wurden die Proben in einigen Fällen stark verzundet. Es stellte sich bei der Untersuchung einer Reihe derartiger Proben heraus, daß die Verzunderung offenbar an bestimmten Stellen einsetzte und sich von da aus über die Oberfläche verbreitete. Bei Gegenwart von Sauerstoff war die Schutzschicht im allgemeinen widerstandsfähiger.

Zusammenfassend ist über das Verhalten der legierten Stähle bei einer Verzunderungstemperatur von 1000° zu sagen, daß in schwefelfreiem Gas der Sauerstoff eine Vermehrung der Zundermenge, Kohlenoxyd und Wasserstoff eine Verminderung der Zundermenge bewirken. In schwefelhaltigen Gasen wird durch Sauerstoffzugabe in einigen Fällen eine Erhöhung des Angriffes erreicht, wobei aber diese Zugabe durchweg eine Verminderung des interkristallinen Angriffes hervorgerufen wird. Reduzierende Ofengase führen bei Gegenwart von Schwefel in den dazu neigenden Stählen zum verstärkten interkristallinen Angriff. Beim Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni wird sogar eine Erhöhung des allgemeinen Angriffes beobachtet. Besonders empfindlich gegenüber Einwirkungen von Schwefeldioxyd ist neben unlegiertem und Manganstahl ganz besonders der Nickelstahl. Dagegen sind Stähle mit 4 % Si, 12 % Cr, 8 % Al, 18 % Cr und 8 % Ni oder 3 % Si und 9 % Cr gegenüber dem interkristallinen Angriff schwefelhaltiger Gase widerstandsfähig. Die Verzunderung wird durch die Legierungselemente in der Weise beeinflusst, daß Zusätze, wie beispielsweise Aluminium, Silizium und Chrom, die eine höhere Neigung zum Sauerstoff als Eisen haben, zur Bildung einer widerstandsfähigen Schutzschicht führen. Bei Legierungszusätzen, die edler als Eisen sind, findet eine bevorzugte Oxydation des Eisens statt, wobei Schichten mit dem edleren, angereicherten Bestandteil an der Oberfläche zurückbleiben, wie beispielsweise beim Nickelstahl.

Verzunderung bei 1150°.

Ueber die Verzunderung bei 1150° ist nur wenig gesagt. Erhaltene Ergebnisse sind aus *Zahlentafel 2* zu ersehen, die zeigt, daß, wie zu erwarten ist, die Verzunderung bei allen Stählen durch die Temperatursteigerung ganz erheblich zunimmt.

Zahlentafel 2. Einfluß der Verzunderungstemperatur.

Stahl ¹⁾	Gewichtszunahme in 1 1/2 h in mg/cm ²			
	Neutrale Atmosphäre bei		Neutrale Atmosphäre + 0,2 % SO ₂ bei	
	1000°	1150°	1000°	1150°
Nr. 1	7,3	40	54	128
6	3,8	25	25	88
7	0,7	36	36	152
9	2,1	50	50	135

¹⁾ Nach Zahlentafel 1.

Verzunderung bei 650°.

Die chemische Zusammensetzung der bei dieser Versuchsreihe verwandten Stähle und Verzunderungsergebnisse gehen aus *Zahlentafel 3* hervor. Sowohl bei unlegierten als auch legierten Stählen sinkt in allen Gasen der Angriff im Vergleich zu dem bei 1000° erheblich ab. Deshalb waren entsprechende Abänderungen

Zahlentafel 3.

Verzunderung verschiedener Stähle bei 650°.

Chemische Zusammensetzung						Gewichtszunahme in mg/cm ² in	
% C	% Si	% Mn	% P	% S	Sonstiges	8 h	30 h
0,13	—	0,48	0,014	0,033	¹⁾	3,3	8,6
0,29	0,2	0,50	0,023	0,026	²⁾	1,9	5,6
0,50	0,1	0,69	0,032	0,030	²⁾	1,7	5,5
0,67	0,18	0,68	0,025	0,014	²⁾	2,3	5,6
1,34	0,17	0,35	0,027	0,032	²⁾	1,9	6,4
0,39	0,28	1,52	0,033	0,050	—	1,9	5,1
0,14	0,22	0,35	0,038	0,031	5,12 % Ni	2,0	5,0
0,36	0,14	0,63	0,022	0,012	3,59 % Ni ³⁾	2,4	5,1
0,12	3,84	0,14	0,042	0,030	—	2,2	4,4
0,12	0,54	0,25	—	—	12,6 % Cr	0,0	0,8

¹⁾ Unberuhigt. — ²⁾ Beruhigt. — ³⁾ + 0,78 % Cr.

in der Versuchsdurchführung erforderlich. Die Stähle, die bei 1000° einen interkristallinen Angriff aufwiesen, zeigten bei 650° keine derartigen Anzeichen. Bei unlegierten Stählen verzunderten die unberuhigten Stähle stärker als die beruhigten. Der Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Verzunderung, wie er bei 1000° beobachtet wurde, fällt bei schwefelfreiem Gas fort. Bei Gegenwart von Schwefeldioxyd wird aber auch hier eine Abhängigkeit der Zundermenge vom Kohlenstoffgehalt festgestellt. Durch Zugabe von Sauerstoff zum neutralen Gas bis zu 0,6 % wird bei 650° eine erhebliche Steigerung des Angriffes bewirkt. Oberhalb dieses Gehaltes steigt der Angriff nur noch langsam. Bei schwefel-

haltigem Gas bewirkte die Sauerstoffzugabe eine Verminderung des Angriffes und verhinderte die Bildung von Sulfid in der Zunderschicht. Ferner war unter diesen Umständen die Zunderschicht festhaftender als in schwefelfreiem Gas. Bei dem Stahl mit 5 % Ni werden die ersten Anzeichen der Bildung einer nickelreichen Zunderschicht festgestellt. Die Zugabe von Sauerstoff vermindert in schwefelhaltigem Gas auch hier den Angriff.

Zu der Arbeit ist zusammenfassend zu sagen, daß sich die erhaltenen Ergebnisse mit den von anderer Seite gefundenen decken. Sie enthält weiterhin eine gute Schrifttumszusammenstellung. Es wäre lediglich zu wünschen gewesen, daß auch den im Stahl vorhandenen Spurenelementen größere Aufmerksamkeit zugewendet worden wäre, da anzunehmen ist, daß durch Untersuchungen in dieser Richtung sich gewisse Unklarheiten hätten aufklären lassen. So wäre es beispielsweise möglich, daß die in gewissen Fällen beobachtete Zerstörung der Aluminium- oder Siliziumschutzschicht bei Aluminium- und Siliziumstählen auf die Einwirkung solcher Spurenelemente zurückzuführen ist.

Georg Berndt.

J. W. Rodgers und W. R. Maddocks¹⁾ berichten über den Einfluß von Legierungszusätzen auf den A₃-Punkt in Eisen-Kobalt- und anderen Legierungen.

Das Zustandsschaubild Eisen-Kobalt nach J. H. Andrew und C. G. Nicholson²⁾ hat ein offenes γ -Feld; der A₃-Punkt fällt aber nicht mit steigendem Kobaltgehalt, wie man erwarten sollte, gleichmäßig ab, sondern steigt nach Durchgang durch einen anfänglich schwachen Tiefstwert bei 7 % Co bis 50 % Co an, um erst dann schnell zu sinken (*Bild 1*). Man könnte auf Grund dieses Verlaufes an das Vorhandensein einer intermetallischen Verbindung denken, die nach elektrischen und magnetischen Messungen schon vermutet, aber im Gefüge nicht gefunden wurde.

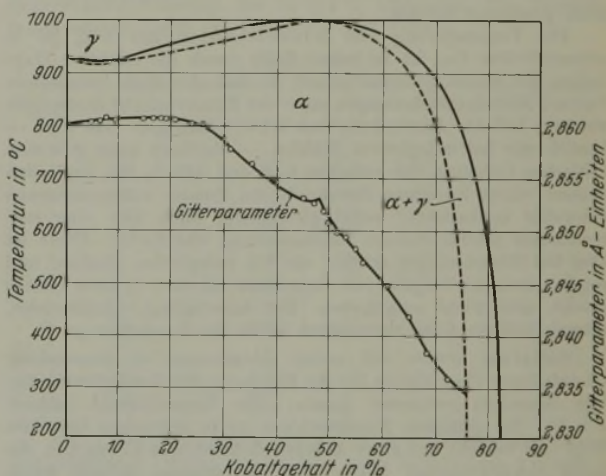


Bild 1. Zustandsschaubild und Gitterparameter für Eisen-Kobalt-Legierungen.

Rodgers und Maddocks versuchen auf röntgenographischem Wege eine Klärung dieser Frage. Sie bestimmten hierzu die Gitterkonstanten von reinen Eisen-Kobalt-Legierungen mit 5 bis 76 % Co. Die Legierungen wurden 1 h bei 1400° gegläht, 2 h im Wasserstoffstrom bei 600 bis 650° gehalten und langsam im Ofen erkalten gelassen. Die Gitterkonstanten wurden an Feilspänen der Legierungen (120-Maschen-Sieb) mit einer Debye-Scherrer-Kamera von 9 cm Dmr. sehr genau ermittelt. Verwendet wurde bis 49 % Co Kobalt K α - (angegebene Genauigkeit 1×10^{-6} Å), darüber Eisen K α -Strahlung (Genauigkeit 2×10^{-6} Å). Das Ergebnis nach *Bild 1* zeigt, daß die Kurve der Gitterparameter bis etwa 18 % Co schwach ansteigt, um dann abzufallen. Der abfallende Kurvenast wird bei etwa 48 % Co von einem schwachen Höchstwert unterbrochen. Eine sorgfältige Prüfung der Röntgenbilder ergab keine neuen Linien bei den Zusammensetzungen Fe₃Co und Fe₂Co₂, wohl sehr schwache, etwa bei der Zusammensetzung FeCo, die einem Ordnungszustand zuzuschreiben sind. Nach der wenn auch nur ungenau durchführbaren Ausmessung der schwachen Linien kommt dieser Ueberstruktur (FeCo) ein Gitter vom Zäsumchloridtyp zu, d. h. es liegt ein raumzentriertes

¹⁾ Second Report of the Alloy Steels Research Committee. London 1939 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 24). S. 167/77.

²⁾ First Report of the Alloy Steels Research Committee. London 1939 (Spec. Rep. Iron Steel Inst. Nr. 14). S. 93/96. Vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 379.

Gitter mit Eisenatomen an den Ecken und ein Kobaltatom im Innern vor. Die Eisen- und Kobaltatome können auch vertauscht werden, da sich der Gittertyp hierdurch nicht ändert. Die neuen Röntgenlinien waren am deutlichsten bei 49% Co und bei 45 bzw. 50% gerade noch sichtbar. Der Zusammensetzung FeCo würde 51,5% Co entsprechen; die Abweichung führen Rodgers und Maddocks auf Verunreinigungen zurück.

In der Besprechung der Versuchsergebnisse wird versucht, die Phasengrenzlinien des Zustandsschaubildes Eisen-Kobalt mit den ermittelten Gitterkonstanten in Beziehung zu bringen. Nach der Vegardschen Regel sollte, da der Atomhalmessner von Eisen 1,24 Å und der von Co 1,23 Å ist, der Gitterparameter von Eisen-Kobalt-Legierungen mit steigendem Kobaltgehalt geradlinig abnehmen. Zur Erklärung der Abweichungen nach Bild 1 hiervon machen Rodgers und Maddocks die Annahme, daß kleinere Zusätze solcher Legierungselemente, die α -Mischkristalle bilden und eine ungeordnete Atomverteilung bewirken, zunächst größere Gitterparameter ergeben. Der Zustand ungeordneter Atomverteilung hat gegenüber dem Ordnungszustand eine höhere Gitterenergie. Die höhere innere Energie soll dann das Gitter aufweiten. Wenn diese Annahme, die nur qualitativ begründet ist, auch eine gewisse Wahrscheinlichkeit hat, so bedarf sie doch weiterer quantitativer Belege. Aus ihr würde folgen, daß bei einem Zustand ungeordneter Atomverteilung mit höherer innerer Energie die Zufuhr von Wärmeenergie geringer sein kann, um zu einem Zustand bestimmten Energieinhaltes zu gelangen. Nach Rodgers und Maddocks bedeutet dies auf die α - γ -Umwandlung angewendet, daß beim

Erhitzen die Umwandlung bei tieferer Temperatur eintritt, wenn ungeordnete Atomverteilung im α -Eisen vorliegt, umgekehrt dagegen bei höherer Temperatur beim Ordnungszustand. Der Tiefstwert in den Gleichgewichtslinien bei etwa 7% Co, der Höchstwert bei etwa 50% Co und der steile Abfall oberhalb 50% Co wird von Rodgers und Maddocks in diesem Sinne gedeutet. Dem Zustand ungeordneter Atomverteilung höheren Energieinhaltes bis 18% Co und oberhalb 50% Co überlagert sich der im Bereich von 18 bis 50% Co immer vollständiger werdende Ordnungszustand niedrigeren Energieinhaltes, wodurch der Tiefst- und Höchstwert entsteht. Daß der Tiefstwert in den Gleichgewichtslinien bei etwa 7% Co und der Höchstwert des Gitterparameters, der bei geringem Legierungsgehalt ein Maß für die innere Energie sein soll, bei etwa 18% Co liegt, wird als ausreichend übereinstimmend erachtet.

Zum Schluß deuten Rodgers und Maddocks eine allgemeinere Anwendung der Annahme an. Bei ungeordneter Atomverteilung geringer Zusätze im α -Eisen muß danach bei Systemen mit offenem oder erweitertem γ -Feld die A_2 -Umwandlung zunächst stärker abnehmen, so daß die Gleichgewichtslinien anfänglich konkav nach oben sind. Bei geschlossenem γ -Feld sei zunächst entweder ein horizontaler oder auch abfallender Verlauf der A_2 -Umwandlungslinien zu erwarten. Die Annahme sei durch das Zustandsschaubild Eisen-Chrom besonders gut bestätigt, da hier bei geringem Chromgehalt ein verstärkter Anstieg des Gitterparameters mit einem Sinken der A_2 -Umwandlung zusammenfällt.

Paul Schafmeister.

[Fortsetzung folgt.]

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 41 vom 12. Oktober 1939.)

Kl. 7 b, Gr. 7/01, D 76 956. Verfahren zum Ausscheiden von schlecht geschweißten Rohren. Erf.: Rudolf Traut, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Röhrenwerke, A. G., Mülheim (Ruhr).

Kl. 18 b, Gr. 21/01, K 149 606. Verfahren zur Durchführung von Raffinationsarbeiten mit hochbasischen Schlacken im Hochfrequenzofen. Erf.: Dr.-Ing. Werner Bottenberg, Düsseldorf-Unterrath. Anm.: Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, e. V., Düsseldorf.

Kl. 18 c, Gr. 8/90, S 125 933. Abkühlbehälter für blank zu kühlendes Gießgut. Erf.: Dipl.-Ing. Ulrich Riegger, Berlin-Halensee. Anm.: Siemens-Schuckertwerke, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 31 c, Gr. 21, D 76 428. Vorrichtung zum fortlaufenden Gießen von Strängen, insbesondere aus hochschmelzendem Metall. Erf.: Dipl.-Ing. Hans Mathieu und August Herwig, Dortmund. Anm.: Dortmund-Hoerder Hüttenverein, A.-G., Dortmund.

Kl. 40 a, Gr. 3/60, G 97 745. Vorrichtung zur Gaszuführung für Zündwagen bei Sinteranlagen. Erf.: Dipl.-Ing. Heinrich Huiskens, Düsseldorf. Anm.: Gutehoffnungshütte Oberhausen, A.-G., Oberhausen (Rhld.).

Kl. 49 i, Gr. 7, J 58 771. Warmmutternpresse. Kurt Jung, Düsseldorf-Oberkassel.

Kl. 80 b, Gr. 5/06, A 87 863. Vorrichtung zur Gewinnung granulierter poröser Schaumslagge. Dr. Dr. Hans Kohl v. Asboth, Salzburg.

Kl. 80 b, Gr. 8/06, L 93 793. Verfahren zur Herstellung von Silikasteinen. Max Lengersdorff, Bunzlau.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 41 vom 12. Oktober 1939.)

Kl. 1 b, Nr. 1 474 761. Dauermagnetfilterstopfen. Deutsche Edelstahlwerke, A.-G., Krefeld.

Kl. 18 c, Nr. 1 475 147. Elektrisch beheizter Durchlauföfen mit waagerechter Gutförderung und Wärmerückgewinnung. Siemens-Schuckertwerke, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 42 k, Nr. 1 475 027. Dauerbiegemaschine. Elektron-Co. m. b. H., Stuttgart-Bad Cannstatt.

Kl. 49 h, Nr. 1 475 155. Einrichtung zum Biegen von Profilträgern. Hein, Lehmann & Co., Berlin-Tempelhof.

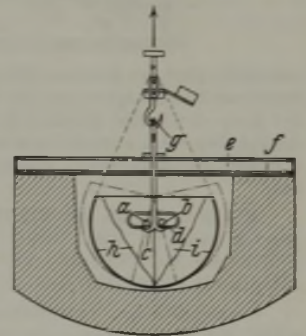
Kl. 67 a, Nr. 1 474 963. Maschine zum Schleifen von geschweißten Schienenstößen. Theodor Wuppermann, G. m. b. H., Leverkus-Schlebusch.

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

Deutsche Reichspatente.

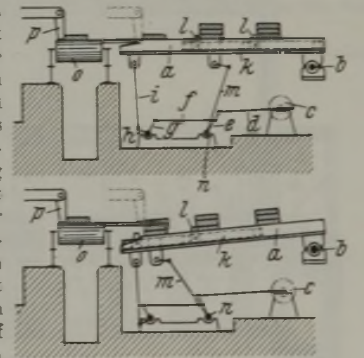
Kl. 18 b, Gr. 21₁₀, Nr. 676 517, vom 6. April 1937; ausgegeben am 6. Juni 1939. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Otto Zander in Berlin-Haselhorst.) Greifer zum Beschießen von metallurgischen Oefen, besonders von Lichtbogenöfen.

Die beiden Schwenkachsen a und b werden von einem gemeinsamen Haken c von umgekehrter T-Gestalt zusammengehalten und von einer ovalen Leiste d umgeben, die das Ausschwenken der beiden Achsen, also ihre Entfernung, begrenzt. Beim Aufsetzen der Tragquerstange e des Greifers auf den Herdrand f kommen die Schwenkachsen mit dem T-Haken außer Eingriff und werden durch den Druck des Beschießungsgutes nur wenig voneinander entfernt. Erst dann ist es durch weiteres Heben des Traghakens g möglich, die Greiferbacken h und i völlig zu öffnen und nach oben aus dem Ofen zu entfernen.



Kl. 7 a, Gr. 26₀₁, Nr. 676 580, vom 14. Februar 1937; ausgegeben am 7. Juni 1939. Demag, A.-G., in Duisburg. (Erfinder: Friedrich Münker in Duisburg.) Stapelrost für geschichtetes Walzgut.

Der Stapelrost a kann um die Welle b von der angetriebenen Kurbel c aus über die Kurbelstange d und das Gestänge e, f, g, h, i in senkrechter Ebene auf- und abgeschwenkt werden. Zwischen den Balken des Rostes a befinden sich Schlitten k mit Schlepperdaumen l, die durch ein Hebelgestänge m über Welle n, Hebel e und Kurbelstange d ebenfalls mit der Kurbel c zwangsläufig in Verbindung stehen. Wenn der Rost waagrecht steht, kann der auf dem Rollgang o liegende Walzstab durch den Schieber p auf den Rost geschoben werden. Beim weiteren Senken kann auf den zuerst abgeschobenen Walzstab ein zweiter durch Schieber o aufgeschoben werden und in der tiefsten Stellung ein dritter; zugleich legen sich aber die Daumen l vor die Pakete, die beim Heben des Rostes um eine Teilung auf dem Rost weitergeschoben werden.

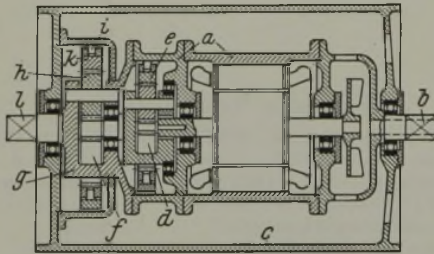


Kl. 40 d, Gr. 1⁶⁵, Nr. 676 677, vom 15. Januar 1933; ausgegeben am 9. Juni 1939. Zusatz zum Patent 632 090. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft in Berlin. (Erfinder: Dr. Otto Dahl in Berlin-Wilmersdorf und Dr. Joachim Pfaffenberger in Berlin-Charlottenburg.) *Magnetkern oder Krarupbewicklungen mit geringer Instabilität.*

Eisen-Nickel-Legierungen, denen Stoffe in solcher Menge hinzulegiert worden sind (z. B. mehr als 10% Cu oder mehr als 1% Ti), daß sie eine Vergütbarkeit im Sinne der Ausscheidungshärtung hervorrufen, und die ohne nachfolgende Kaltverformung entweder von hoher Temperatur schnell abgekühlt worden sind mit oder ohne nachfolgendes Anlassen oder die langsam abgekühlt wurden, werden für Magnetkerne oder Krarupbewicklungen nach Patent 632 090 verwendet, bei denen eine Anfangspermeabilität μ_0 von mehr als 25 und eine Instabilität von weniger als 5% nach beliebiger Gleichstrombelastung verlangt wird.

Kl. 81 e, Gr. 9, Nr. 676 712, vom 4. September 1936; ausgegeben am 9. Juni 1939. Dipl.-Ing. Wilhelm Stoeckicht in Solln b. München. *Durch Elektromotor über ein Zahnradgetriebe angetriebene Förderrolle.*

Das Gehäuse a des Motors läuft auf der Motorseite in einen festen Zapfen b aus, über den sich die Rolle c drehen kann. Der Motor treibt über die erste Getriebestufe d, dessen Außenrad e im Gehäuse a kardanisch aufgehängt ist, das Innenrad der zweiten

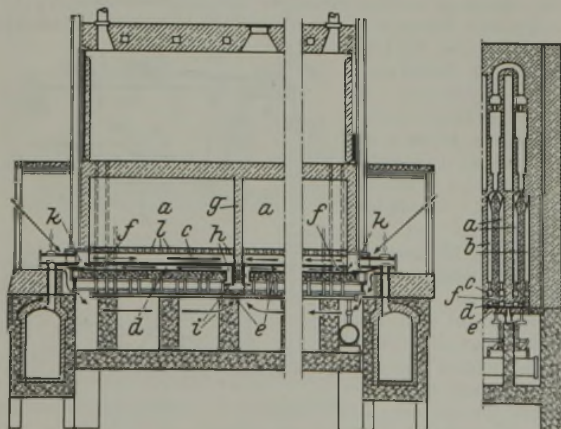


Getriebestufe f des mit dem Gehäuse a durch Verschraubung verbundenen Räderträgers g an, das über die Zwischenräder h das mit der Rolle durch eine kardanische Aufhängung i gelenkig verbundene Außenrad k antreibt und dadurch die Rolle in Umdrehung versetzt. Der Räderträger g läuft ebenfalls in einen festen Zapfen l aus.

Kl. 18 b, Gr. 20, Nr. 676 778, vom 28. Oktober 1932; ausgegeben am 10. Juni 1939. Société d'Electro-Chimie, d'Electro-Métallurgie et des Aciéries Electriques d'Ugine in Paris. *Verfahren zur Herstellung von Eisenlegierungen.*

Schmelzflüssige, reduzierend wirkende und dafür zweckmäßig mit Reduktionsmitteln gemischte Eisen-, Eisenlegierungs- oder Stahlbäder werden in dickem Strahl so heftig in ein Schlackenbad, das die Oxyde der dem Eisen oder der Eisenlegierung zuzulegenden Bestandteile enthält, eingegossen, daß durch die innige Vermischung von Metallbad und Schlacke sich die Legierungen schlagartig bilden.

Kl. 10 a, Gr. 4⁰¹, Nr. 676 793, vom 10. Juli 1936; ausgegeben am 12. Juni 1939. Dr. Joseph Becker in Pittsburgh, Penns. (V. St. A.). *Koksofenbatterie.*



Unterhalb jedes Regenerators a, b ist der Sohlkanal c und unterhalb jedes Kanals c ein Durchlüftungs- oder Untersohlkanal d

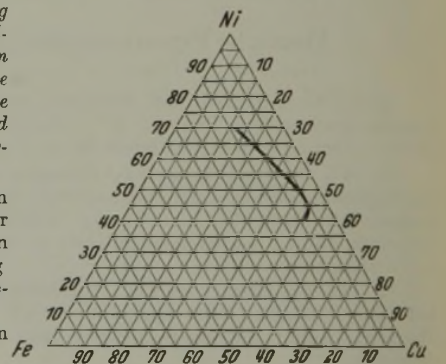
angeordnet, der über der Ofenplatte e liegt. Diese vier Kanäle d jeder Regeneratorgruppe werden durch seitliche Kanäle f in der Nähe ihrer äußeren Enden miteinander verbunden. Am inneren Ende jedes Kanals d und anstoßend an die mittlere sich in der Ofengruppenachse erstreckenden Regeneratortrennwand g ist eine Oeffnung h vorgesehen, durch die die Außenluft nach Einstellen des Ventils i in den Kanal d treten kann, wobei die Wärme von der Ofenplatte e und dem Mauerwerk der Sohlkanäle aufgenommen wird. Hierauf tritt die Luft durch Ventile k in die Sohlkanäle c ein, von wo aus sie sich durch die Oeffnungen l auf das Regeneratorgitterwerk verteilt.

Kl. 31 a, Gr. 1⁰¹, Nr. 676 804, vom 21. November 1936; ausgegeben am 13. Juni 1939. Dipl.-Ing. Wolfgang Zöllner in Babelsberg. *Verfahren und Schachtofen zum Schmelzen von Metallen, besonders von Eisen.*

Das Schmelzen wird in absatzweiser Begichtung unter Ausnutzen eines höchst erzielbaren Temperaturgefälles zwischen Brennstoff und Schmelzgut in der Weise ausgeführt, daß stets nur je eine Eisen- und Kokslicht durch die Füllöffnung eingebracht wird. Die Kokslicht liegt auf der Eisengicht und wird erst auf Weißglut geblasen, bevor je eine weitere Eisen- und Kokslicht aufgegeben wird. Die Abhitze des Ofens wird ganz oder teilweise zum Heizen der Ofenherdsohle mittelbar oder unmittelbar ausgenutzt.

Kl. 40 b, Gr. 14, Nr. 676 838, vom 31. August 1932; ausgegeben am 13. Juni 1939. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr. Hans Neumann in Berlin-Siemensstadt.) *Verwendung von Eisen-Nickel-Kupfer-Legierungen für magnetische Zwecke, die hohe Permeabilität und geringe Koerzitivkraft erfordern.*

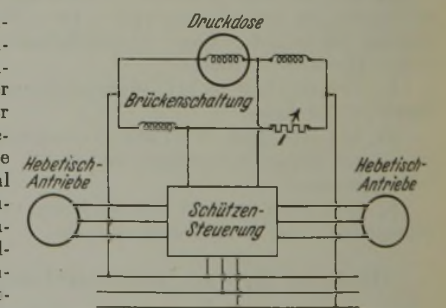
Die Legierungen enthalten weniger als 67% Ni, deren Zusammensetzung der in dem Legierungsschaubild stark gezeichneten Linie entspricht.



Die Legierungen enthalten weniger als 67% Ni, deren Zusammensetzung der in dem Legierungsschaubild stark gezeichneten Linie entspricht.

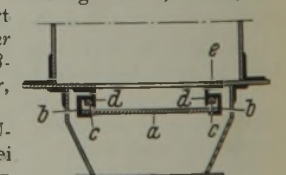
Kl. 7 a, Gr. 27⁰⁴, Nr. 676 846, vom 8. April 1936; ausgegeben am 13. Juni 1939. Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., in Magdeburg-Buckau. *Einrichtung zum Steuern der Hebetische bei Walzwerken.*

Eine in ständiger Druckverbindung mit dem Einbaustück einer der Walzen, z. B. der Unterwalze, stehende Druckdose aus legiertem Stahl mit einer eingebauten stromdurchflössenen Spule bildet den Brückenzweig einer Wheatstoneschen Brücke, wobei der veränderliche Spannungsabfall zwischen den beiden Spannungsknoten der Brücke zum Anziehen oder Abfallen eines Steuerrelais für die Antriebe der Hebetische dient.

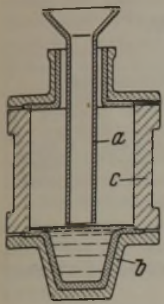


Kl. 18 a, Gr. 6⁰⁸, Nr. 676 864, vom 14. April 1938; ausgegeben am 14. Juni 1939. Hüttenwerke Siegerland, A.-G., in Siegen, Westf. (Erfinder: Albert Daub in Wissen, Sieg.) *Aus einer Schieberplatte bestehende Abschlußvorrichtung für Trockenabscheider, Wirbeler oder Staubsäcke.*

Die Schieberplatte a wird in U-Stählen b geführt, die auf zwei frei angeordneten Kantstäben c liegen und darauf gleiten. Die Stäbe c werden von Winkelstäben d getragen, die die Gleitflächen gegen den Staub bedecken und an der Platte e befestigt sind.

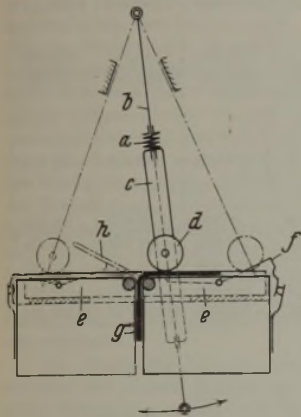


Kl. 31 c, Gr. 18₀₂, Nr. 676 886, vom 20. Juli 1935; ausgegeben am 14. Juni 1939. Willibald Raym in Düsseldorf. *Verfahren zur Herstellung von zylindrischen Schleudergußkörpern, besonders von Verbundgußkörpern.*



Das Metall wird durch das Rohr a in den als Verteiler ausgebildeten Unterkasten b am unteren Ende der senkrecht stehenden Gießform c aufgegeben, worauf die Form bis zur Höchstdrehzahl in Umdrehung versetzt und dann in die waagerechte Lage unter Aufrechterhalten der Höchstdrehzahl geschwenkt wird. Beim Herstellen von Verbundgußkörpern wird das Kernmetall unter Zurückschwenken der Kokille in die senkrechte Lage eingefüllt.

Kl. 42 k, Gr. 25, Nr. 676 995, vom 9. April 1936; ausgegeben am 16. Juni 1939. Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., in Düsseldorf. (Erfinder: Dr.-Ing. Wilhelm Püngel und Dr.-Ing. H. Kayseler in Dortmund.) *Vorrichtung zur Ausübung der Hin- und Herbiegeprüfung an Drähten und Blechen.*



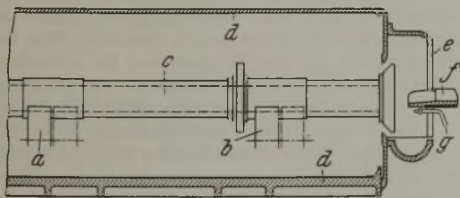
Durch die Federn a an dem Schwinghebel b wird der in Führungen verschiebbare Rahmen c mit der darin drehbar gelagerten Biegerolle d so heruntergedrückt, daß die Rolle während des Biegens gleichgerichtet zur Oberkante der Biegebacken e geführt wird. Der eine Arm des zweiarmigen Winkelhebels f wird durch die Rolle d, nachdem sie von der Probe g abgerollt ist, heruntergedrückt, wodurch der andere Hebelarm und damit die Probe in die Stellung h angehoben wird, so daß die Rolle d beim Rückgang unter die Probe greifen und sie zurückbiegen kann.

Kl. 18 d, Gr. 2₃₀, Nr. 677 015, vom 30. September 1934; ausgegeben am 17. Juni 1939. Vereinigte Kugellagerfabriken, A.-G., in Schweinfurt. *Stahllegierung für Ringe, Scheiben und Wälzkörper für Wälzlager.*

Die Legierung enthält 0,85 bis 1,20% C, 0,80 bis 3,0% Mn, 0,50 bis 1,50% Si, 0,90 bis 2,50% Cr, Rest Eisen, der außerdem noch Zusätze von Wolfram oder Vanadin bis etwa 1,5% und Molybdän bis etwa 1% beigegeben werden können.

Kl. 31 c, Gr. 18₀₁, Nr. 677 020, vom 16. Juni 1936; ausgegeben am 16. Juni 1939. Dr.-Ing. Friedrich Littner in Wien. *Verfahren zum Herstellen von Schleudergußkörpern.*

Die durch Antriebsvorrichtungen a, b drehbare Form c wird von dem Gehäuse d umschlossen, durch dessen Öffnung e die Rinne f zum Zuführen des Metalls eingeführt wird. Durch das



Rohr g wird Druckluft in die umlaufende Form während des Gießens mit solcher Stärke eingblasen, daß sich die bei dem schraubenförmigen Ablagern des Gußmetalls bildenden Spritzkugeln nicht an der Innenfläche des Hohlkörpers festsetzen können.

Kl. 18 d, Gr. 2₁₀, Nr. 677 035, vom 5. Februar 1937; ausgegeben am 17. Juni 1939. Fried. Krupp A.-G. in Essen. (Erfinder: Dr. phil. Heinz Schlechtweg in Essen.) *Verwendung einer Eisen-Silizium-Legierung für magnetisch beanspruchte Gegenstände.*

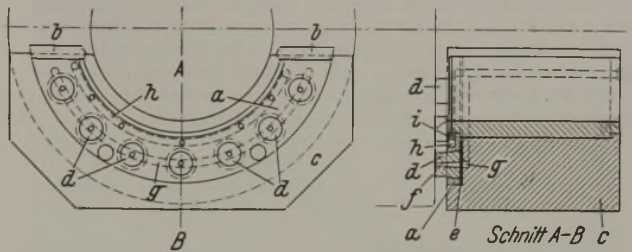
Die Legierung enthält etwa 1,5 bis 4,5% Si und so viel Mangan und/oder Molybdän, daß der zweifache Gehalt an Mangan und/oder der 4,5fache Gehalt an Molybdän mindestens 9% ausmacht.

Kl. 43 b, Gr. 13, Nr. 677 113, vom 9. März 1934; ausgegeben am 19. Juni 1939. Fritz Bergmann in Magdeburg. *Verfahren zur Herstellung von Oberflächenlegierungen durch Diffusion.*

In die Oberfläche fester Metalle, besonders von Eisen, läßt man feste Metalle eindiffundieren, wobei die zu legierenden Metalle gemeinsam in neutraler Salzschnmelze erhitzt werden, die den Diffusionsstoff in Pulverform enthält.

Kl. 7 a, Gr. 18, Nr. 677 120, vom 2. April 1937; ausgegeben am 19. Juni 1939. Firma Gustav Schwartz in Düsseldorf. (Erfinder: Hans Joachim Schwartz und Joachim Schulte in Düsseldorf.) *Walzwerkslager.*

Der segmentförmige Halterahmen a wird durch Laschen b, die über die Enden greifen, oder durch Schrauben an dem Einbaustück c befestigt. Die austauschbaren Druckkörper d zur Auf-



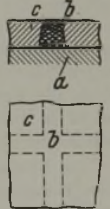
nahme des Axialdruckes, z. B. verjüngte oder auch zylindrische, etwa rund ausgebildete Stopfen, werden in sich nach hinten erweiternden Löchern des Segmentes a durch das Blech e fest gehalten. Durch die Bohrungen f tritt das Druckfett aus der Rille g im Einbaustück zu den Anlaufflächen aus. Der Wasserkanal besteht aus einer Rille h im Segment a, die durch ein mit verteilten Löchern versehenes Blech i bedeckt wird.

Kl. 48 a, Gr. 16, Nr. 677 161, vom 20. August 1933; ausgegeben am 20. Juni 1939. Siemens & Halske, A.-G., in Berlin-Siemensstadt. (Erfinder: Dr. Helmut Fischer in Berlin-Charlottenburg.) *Verfahren zum Ueberziehen von metallischen Gegenständen mit isolierenden Schichten.*

Erst wird Aluminium auf schmelzflußelektrolytischem Wege unterhalb der Temperaturen, bei denen sich merklich eine Legierung mit dem Grundmetall bildet, auf den Gegenständen abgeschieden, die vor der Abscheidung des Aluminiums auch mit einem Metallüberzug versehen werden können. Danach wird elektrolytisch eine auf der Aluminiumschicht gewachsene, z. B. oxydische, silikat-, phosphathaltige oder ähnliche isolierende Schicht erzeugt.

Kl. 49 h, Gr. 34₀₂, Nr. 677 240, vom 5. August 1937; ausgegeben am 21. Juni 1939. Fried. Krupp A.-G. in Essen. (Erfinder: Dipl.-Ing. Adam Angelbis und Walter Fischer in Essen.) *Verfahren zur Herstellung widerstandsfähiger Flächen an Gegenständen, die hohem Verschleiß ausgesetzt sind, durch Auftragschweißung.*

Auf den Grundwerkstoff a wird der verschleißfeste Werkstoff in Gestalt von Rippen b, die z. B. gleichgerichtet verlaufen oder sich gitterartig kreuzen, aufgetragen und der Raum zwischen den Rippen mit dem weicheren Werkstoff c der Deckschicht ausgefüllt.



Kl. 18 a, Gr. 2₀₁, Nr. 677 261, vom 15. August 1936; ausgegeben am 22. Juni 1939. Max Lengersdorf in Bunzlau. *Verfahren zur Vorbereitung von Eisenerzen für das Reduzieren und Schmelzen.*

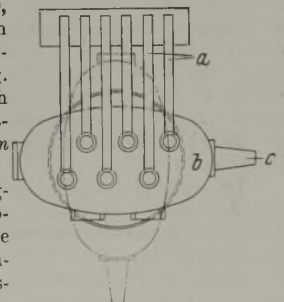
Natürlicher nasser Torf wird mit den Erzen und Zuschlägen ohne Zusatz besonderer Bindemittel und ohne Anwendung von Preßdruck verarbeitet.

Kl. 18 a, Gr. 3, Nr. 677 278, vom 16. Februar 1937; ausgegeben am 22. Juni 1939. Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., in Düsseldorf. (Erfinder: Dr.-Ing. Otto Goeke, Dr. Franz Eisenstecken und Dr.-Ing. Ernst Hermann Schulz in Dortmund.) *Verfahren zum Verhütten von Zink oder Arsen oder beide Stoffe enthaltenden Eisenerzen im Hochofen.*

Beim Verhütten wird aus Beizlaugen in Gestalt von Kristallen ausgefällt Eisenchlorid verwendet.

Kl. 18 b, Gr. 21₀₂, Nr. 677 279, vom 19. Februar 1938; ausgegeben am 22. Juni 1939. Demag-Elektrostahl, G. m. b. H., in Duisburg. (Erfinder: Dipl.-Ing. Emil Gerlach in Duisburg.) *Lichtbogenofen, besonders für die Herstellung von Eisen und Stahl.*

Die auf der Ofenwiege befestigten Führungen aller sechs Elektrodenträger a sind an einer Langseite des rechteckigen oder ovalen Ofengefäßes b angeordnet und die Ausgußrinne c an einer Schmalseite des Ofengefäßes angebracht, das auf der Kippwiege unter den hochgezogenen Elektroden um seine lotrechte Achse drehbar ist.



Statistisches.

Die Erzeugung der Vereinigten Staaten an Roheisen und Eisenlegierungen im ersten Halbjahr 1939.

Nach den Ermittlungen des „American Iron and Steel Institute“ belief sich die Erzeugung der Vereinigten Staaten an Roheisen und Eisenlegierungen im ersten Halbjahr 1939 auf insgesamt 12 859 453 t gegen 11 233 750 t im zweiten Halbjahr 1938 und 8 233 685 t im ersten Halbjahr 1938. Von der gesamten Erzeugung waren 1 783 890 t zum Verkauf bestimmt, während 11 075 563 t von den Erzeugern selbst weiterverarbeitet wurden. Getrennt nach den einzelnen Sorten wurden erzeugt:

	Erzeugung in t zu 1000 kg		
	1. Halbjahr 1938	2. Halbjahr 1938	1. Halbjahr 1939
Roheisen:			
Roheisen für das basische Verfahren	5 244 615	7 849 673	9 320 232
Bessemer- und phosphorarmes Roheisen	1 344 703	1 757 858	1 933 523
Gießereiroheisen	760 208	835 504	765 729
Roheisen für den Temperguß	535 837	482 637	461 294
Puddelroheisen	698	—	1 022
Sonstiges Roheisen und Gußwaren			
1. Schmelzung	17 366	13 708	28 580
zusammen	7 903 427	10 939 380	12 510 380
Eisenlegierungen:			
Ferromangan, Spiegeleisen	157 417	138 026	149 476
Ferrosilizium	153 115	133 926	177 372
Sonstige Eisenlegierungen	19 726	22 418	22 225
zusammen	330 258	294 370	349 073
Insgesamt	8 233 685	11 233 750	12 859 453

Ueber die Hochöfen und die Eisenerzeugung in den einzelnen Bezirken gibt nebenstehende Zusammenstellung Aufschluß.

Staaten	Zahl der Hochöfen				Roheisenerzeugung in t zu 1000 kg		
	in Betrieb am 31. Dez. 1938	in Betrieb	außer Betrieb	insgesamt	1. Halbjahr 1938	2. Halbjahr 1938	1. Halbjahr 1939
Roheisen:							
Massachusetts	0	1	0	1	581 760	742 308	832 404
New York	8	8	8	16			
Pennsylvanien	25	29	43	72	2 156 774	2 756 570	3 278 315
Maryland, West-Virginien, Kentucky, Tennessee	7	12	0	12	777 804	1 064 562	1 167 307
Alabama	15	13	6	19	884 126	1 171 514	1 250 257
Ohio	27	26	20	46	1 627 098	2 650 785	2 853 546
Illinois	9	8	15	23	720 071	963 026	1 094 332
Indiana, Michigan, Minnesota, Iowa, Missouri, Colorado, Utah	13	14	13	27	979 452	1 405 420	1 739 917
zusammen	107	114	109	223	7 903 427	10 939 380	12 510 380
Eisenlegierungen:							
Hochöfen:							
New York	1	0	1	1	119 875	102 312	128 271
Pennsylvanien	4	3	3	6			
Virginien, Tennessee, Alabama, Ohio, Colorado	4	4	2	6	79 960	70 662	100 505
zusammen	9	7	6	13	199 835	172 974	228 776
Elektroöfen:							
zusammen	9	7	6	13	130 423	121 396	120 297
Insgesamt	116	121	115	236	8 233 685	11 233 750	12 859 453

Wirtschaftliche Rundschau.

Der belgische Eisenmarkt im September 1939.

Die internationale Lage und der Beginn des Kriegszustandes beeinträchtigten zu Monatsanfang die Festigkeit des Marktes. Die Frage der Umstellung der Ausfuhrmärkte dürfte offensichtlich in den kommenden Wochen eine große Rolle spielen. Vor allem machte sich die freiwillige Aufhebung zahlreicher von Antwerpen ausgehender Schifffahrtlinien störend bemerkbar. Ebenso bereitete die Versorgung mit Eisenerzen große Unruhe. Im Inland und nach Holland hielt sich der Absatz in den üblichen Grenzen, nach England hörte er infolge des Kriegsrisikos völlig auf.

Im Verlauf des Monats nahm die Umstellung des Marktes ihren Fortgang. Nach verschiedenen benachbarten Ländern war der Versand auf der Eisenbahn erneut möglich. Die Verschiffung auf den Wasserstraßen oder zur See besserte sich fühlbar. Die Verkaufsmöglichkeiten waren naturgemäß zahlreich, und einige Länder, vornehmlich die des Nordens, traten mit umfangreichen Aufträgen an die Werke heran. Die wichtige Frage der Versorgung der belgischen Hütten mit Eisenerzen wurde in Paris erörtert. Bekanntlich erfolgt die Bedarfsdeckung der belgischen Hüttenwerke zu neun Zehnteln aus dem Brieybecken, weshalb für diese der weitere Bezug der französischen Erze lebenswichtig ist. Die Möglichkeit, aus anderen Erzquellen zu beziehen, wurde darüber nicht vernachlässigt; allerdings ist sie nicht so groß angesichts der Tatsache, daß Länder wie die Vereinigten Staaten, England und Deutschland kein Erz ausführen.

Die Preisfrage dürfte in den kommenden Monaten gleichfalls eine große Rolle spielen. Vorläufig hat die „Cosibel“ den gemeinsamen Verkauf eingestellt, so daß von einer einheitlichen Preisgestaltung zunächst nicht die Rede sein kann. Zweifellos werden die Preise stark anziehen angesichts der Rohstoffschwierigkeiten und der Versicherungen gegen das Kriegsrisiko, die zu Lasten der Käufer gehen werden. So gingen die Stabstahlpreise in den letzten Septembertagen von Goldpfund 6.— auf Goldpfund 6.2.— bis 6.3.— und höher; angeblich soll sogar eine Spanne von 1500 belg. Fr als untere und 1600 belg. Fr als obere Grenze bestehen.

Im Auslandsgeschäft setzte der Versand nach Nordamerika und Argentinien allmählich wieder ein. Der Frachtenmarkt in Antwerpen zeigte eine größere Beweglichkeit, doch hörte man von Erhöhungen um 50 bis 200 % je nach den Bestimmungsorten. Die amtlichen Verkaufsstellen geben noch keine Preisänderungen bekannt. Infolgedessen war der Umfang der abgeschlossenen Geschäfte gering; größere Aufträge blieben in der Schwebe. Die Tätigkeit der belgischen Hütten blieb unversehrt und das Inlands-

geschäft nahm seinen üblichen Verlauf. Man rechnete mit Preiserhöhungen für alle Erzeugnisse; sie dürften sich im Verhältnis zu den Versorgungsbedingungen mit Rohstoffen gestalten.

Ende September besserten sich die Ausfuhrmöglichkeiten. Ueber den Bezug französischer Erze kam eine neue Verständigung auf folgender Grundlage zustande: Frankreich liefert Belgien 6 Mill. t Eisenerze jährlich gegen 4 Mill. t belgischer Kokskohle; Belgien verpflichtet sich, seine Eisenerzeugnisse nach Abzug des Eigenbedarfes den wichtigsten Abnehmerländern, den Niederlanden, den skandinavischen Staaten und vornehmlich England zur Verfügung zu stellen. Noch während der Verhandlungen in Paris wurden demnächstige Besprechungen in London angekündigt sowie die Fortsetzung der Verhandlungen mit den deutschen Vertretern in Brüssel.

Es ist überflüssig zu sagen, daß der Bedarf an Eisenerzeugnissen gewaltig war. Zahlreiche Nachfragen ließen die Dringlichkeit der Lieferung erkennen. Augenscheinlich zielten die Verbraucher darauf ab, sich eine Versorgungsmöglichkeit offen zu halten. Der Inlandsmarkt besserte sich ebenfalls. Man bemerkte zunehmende Aufträge bei den Werkstätten für rollendes Eisenbahnzeug. Preisänderungen traten nicht ein. Der Frachtenmarkt beruhigte sich etwas. Die IRG. war natürlich unter den gegenwärtigen Verhältnissen an der Durchführung ihrer Aufgaben gehindert. Die inländischen Abmachungen bestanden weiter und wurden auch eingehalten.

Zu Monatsbeginn forderte der Roheisenverband für phosphorreiches Gießereiroheisen einen Preis von 550 Fr frei Grenze Athus verzollt, doch handelt es sich hier nur um einen Nennpreis. Phosphorarmes Gießereiroheisen kostete 650 Fr frei Bestimmungsort oder Frachtgrundlage. Hämatit für die Gießereien schwankte zwischen 725 und 750 Fr und Hämatit für die Stahlbereitung zwischen 625 und 650 Fr. Ende September standen nur geringe Mengen zur Verfügung; die Preise zogen allgemein an. Gießereiroheisen kostete 685 bis 700 Fr, phosphorarmes Roheisen 760 bis 800 Fr, Hämatit 900 bis 1100 Fr je nach Güte und Thomasroheisen 550 Fr. Hämatit für die Ausfuhr soll zuletzt 1200 bis 1300 Fr notiert haben.

Der Absatz von Halbzeug hielt sich im Inlande und nach Holland im üblichen Rahmen, nach England wurde er für einen großen Teil des Monats gänzlich eingestellt. Ende September besserten sich die Verschiffungsmöglichkeiten anscheinend etwas. Neuen Aufträgen schenkten die Werke keine Aufmerksamkeit. Die Preise änderten sich nicht.

Auf dem Markt für Fertigzeugnisse herrschte infolge der internationalen Lage völlige Unordnung. Während die Nach-

frage seit Monatsmitte sehr umfangreich war, ließen die Werke alle Bestellungen auf große Mengen unerledigt und begnügten sich damit, die kleinen Aufträge im Rahmen des Möglichen auszuführen und zu versenden. Einem großen Werk im Bezirk Charleroi wurden Ausfuhrbewilligungen auf 1300 schlagwetterssichere Motoren nach Rußland erteilt. Die Lieferung muß schnellstens erfolgen in Höhe von 300 Motoren monatlich. Der Inlandsmarkt war lebhaft. Die Käufer können nur anteilig beliefert werden und die Lieferfristen sind sehr ausgedehnt. Die Preise zeigten deutlich nach oben; in den industriellen Kreisen rechnet man damit, daß es binnen kurzem zu Preiserhöhungen kommt.

Der Schweißstahlmarkt war unübersichtlich. Die Werke lehnten es ab, neue Geschäfte hereinzunehmen. Man rechnet jedoch für die nächsten Wochen mit einer Neubelebung. Die Preise schwankten Ende September zwischen £ 6.15.- und 6.17.6.

Nachdem auf dem Blechmarkt die politischen Ereignisse den Verkauf und Versand Anfang September für mehrere Tage unterbrochen hatten, lebte die Geschäftstätigkeit später wieder auf. Die Werke konnten umfangreiche Aufträge buchen, doch haperte es mit den Lieferungen. Die Ausfuhrsaussichten besserten sich im Verlauf des Monats. Der Eisenbahnverkehr mit den benachbarten Ländern kam teilweise wieder in Gang, und man hofft, daß auch der Verkehr auf den Wasserstraßen demnächst wieder aufgenommen werden kann. Wegen des regelmäßigen Seeverkehrs ist man natürlich nicht von gleicher Zuversicht erfüllt. Der Inlandsmarkt war in der zweiten Monatshälfte sehr lebhaft. Die Werke übernahmen jedoch nur einen Teil der hereinkommenden Bestellungen, wobei sie sich auf die Unsicherheit der Versorgung mit Rohstoffen beriefen. Der Versand im Inlande und nach Holland erfolgte ziemlich pünktlich, nach den nordischen Ländern litt er unter dem sehr unregelmäßigen Seeverkehr. Auch zu Monatsende besserten sich hierin die Aussichten nicht. Die Preise blieben unverändert, eine baldige Erhöhung ist jedoch wahrscheinlich.

Der Markt für Draht und Drahterzeugnisse ließ fast während des ganzen Monats zu wünschen übrig. Sozusagen die ganze Erzeugung mußte auf den Werken oder im Hafen von Antwerpen liegen bleiben. Lebhaftigkeit herrschte lediglich bei der Herstellung von Stacheldraht für die nationale Verteidigung. Die versandten Tonnenmengen entsprachen ungefähr denjenigen in den letzten Juli-August-Wochen. Die Preise waren unverändert, doch rechnet man auch hier mit einer Erhöhung.

Auf dem Schrottmarkt waren im allgemeinen keine Änderungen zu verzeichnen, wenn man die Verdinderungsergebnisse der ersten Septemberwoche in Betracht zieht. Nur bei alten Schienen war eine deutliche Preissteigerung festzustellen. Ende September stand der Markt im Zeichen von Spekulationskäufen einiger Verbraucherwerke. Die Preise zogen an.

Aus der schwedischen Eisenindustrie. — Die schwedischen Hüttenwerke waren im 1. Halbjahr 1939 im allgemeinen sehr gut beschäftigt. Beigetragen hat hierzu vor allem die unverändert zufriedenstellende Inlandsnachfrage, während sich im

Auslande eine gewisse Zurückhaltung bemerkbar machte. Die Erzeugung, mit Ausnahme der Roheisengewinnung, lag beträchtlich höher als im Vorjahre.

Erzeugung:	1. Halbjahr	
	1938	1939
	t	t
Roheisen einschl. Gußwaren l. Schmelzung	348 100	301 700
Eisenschwamm	7 600	6 500
Luppen und Rohschienen	11 800	14 000
Bessemerstahl	6 100	8 700
Thomastahl	48 200	47 100
Siemens-Martin-Stahl, gewöhnlich	151 800	214 100
Sonderstahl	133 000	134 800
Tiegelstahl	300	300
Elektrostahl, gewöhnlich	33 600	51 600
Sonderstahl	71 700	87 500
Fertigerzeugnisse	307 700	375 300

In Betrieb befindliche Oefen:	am 30. Juni 1939	
	in Betrieb	in % sämtl. vorhandenen
Hochöfen	34	43,6
Lancashire-Oefen	32	35,2
Thomas- oder Bessemerbirnen	9	75,0
Siemens-Martin-Oefen	46	65,7
Elektro- und Tiegelstahl-Oefen	35	63,6

Die Einfuhr an Eisen und Eisenwaren war im ersten Halbjahr 1939 fast doppelt so hoch als in der gleichen Vorjahrszeit. Ganz erheblich gestiegen ist vor allem die Einfuhr an Alteisen, Roheisen und Walzwerks-Fertigerzeugnissen. Die Ausfuhr nahm nur geringfügig zu, wozu vor allem der stärkere Auslandsabsatz an Eisenlegierungen beigetragen hat.

	Einfuhr		Ausfuhr	
	an Eisen und Eisenwaren	in 1. Halbjahr	an Eisen und Eisenwaren	in 1. Halbjahr
	1938	1939	1938	1939
	t	t	t	t
Insgesamt	201 421	452 762	152 198	192 327
davon:				
Roheisen	25 855	90 812	49 957	54 539
Eisenlegierungen	7 471	6 288	12 788	21 251
Schrott	4 869	63 660	8 644	4 376
Walzwerks-Fertigerzeugnisse	137 817	253 867	100 999	99 838

Der Inlandsverbrauch an gewalztem und geschmiedetem Eisen und Stahl (Erzeugung zuzüglich Einfuhr abzüglich Ausfuhr) wird für das erste Halbjahr 1939 auf 541 000 t berechnet; er ist gegenüber der Vergleichszeit 1938 beträchtlich höher. Die starke Zunahme im Verbrauch wird hauptsächlich auf die lebhaftere Bautätigkeit in Schweden zurückgeführt.

Die Ausführpreise für Eisen und Stahl blieben unverändert. Allerdings ist die Preislage mit Rücksicht auf die gestiegenen Rohstoffkosten nicht überall als zufriedenstellend zu bezeichnen. Nach den Notierungen der schwedischen Eisenwerksvereinigung kosteten Ende August 1939:

La schwedisches Ausfuhrroheisen (höchstens 0,015 % S und 0,025 % P) je t zu 1016 kg fob Ausfuhrhafen netto 30 Tage	Kr	160
Schweißstahlknüppel (über 0,45 % C) je t zu 1000 kg fob Ausfuhrhafen netto 30 Tage	335—385	
La Walzdraht (über 0,65 % C) je t zu 1000 kg fob Ausfuhrhafen netto 30 Tage	375—405	
Gewaltrter Siemens-Martin-Stahl, weich, Grundpreis je t zu 1000 kg fob Ausfuhrhafen netto 30 Tage	230—250	
Gewaltrter Lancashirestahl, Grundpreis je t zu 1000 kg fob Ausfuhrhafen netto 30 Tage	360	

Buchbesprechungen.

Werkstoffe für Gleitlager. Bearb. von H. Berchtenbreiter [u. a.]. Hrg. von Dr.-Ing. R. Kühnel, Oberreichsbahnrat in Berlin. Mit 324 Abb. Berlin: Julius Springer 1939. (IX, 427 S.) 8°. 48 RM., geb. 49,80 RM.

Das Werk faßt die bisher im Schrifttum verstreut veröffentlichten Erfahrungen mit Lagerwerkstoffen, nach den Werkstoffgruppen gegliedert, in 8 Hauptabschnitten zusammen. Hierbei werden diejenigen Gesichtspunkte bevorzugt, die heute im Zeichen des Austausches devisenbelasteter Rohstoffe (Zinn, Kupfer, Nickel u. a.) gegen heimische, devisensparende zur Erörterung stehen.

Drei diesen Hauptabschnitten vorangeschickte Abschnitte behandeln allgemeine Lagerfragen sowie Lagergestaltung und prüftechnische Fragen, sie umschreiben das Randgebiet der Lagerwerkstoffkunde und stellen für die Praxis eine erwünschte Ergänzung des über Gleitlager wissenschaftlichen Stoffes dar. Der erste der Hauptabschnitte über Gleitlagerwerkstoffe gibt einen Ueberblick über alle das Gleitlager aus Kunstharzpreßstoff angehenden Fragen. Dargestellt werden Herstellungstechnik, physikalische, chemische und technologische Eigenschaften. Ueber die Verformung und spangebende Bearbeitung werden Richtlinien für die Verwender dieses neuen Lagerwerkstoffes gegeben. Von besonderem Wert sind wegen der vielen heute noch gelegentlich auftretenden Schwierigkeiten bei Preßstoff-

lagern die Ausführungen über Einbau und Pflege, z. B. auch über Lagerspiel und Einpreßübermaße. Bei den Leichtmetallen werden die metallurgischen Grundlagen ausführlich behandelt. Ueber die praktische Bewährung dieser Lagerwerkstoffe werden eine Reihe von Einzelerfolgen mitgeteilt, die jedoch, im ganzen betrachtet, noch nicht erkennen lassen, für welche Lagerarten und Verwendungsstellen dem Leichtmetall der Vorzug vor anderen Lagerwerkstoffen zu geben ist. Lagermetalle auf Kadmiumgrundlage treten nur vereinzelt in Wettbewerb mit hochzinnhaltigen Weißmetallen. Da ihre Eigenschaften demnach weniger bekannt sind, regt der einschlägige Abschnitt zur Beschäftigung mit Kadmiumlagermetallen an, auch wenn diese bei unserer knappen Versorgung mit Kadmium z. Zt. nicht zu einem verstärkten Einsatz führen dürfte. Der Abschnitt Rotguß, Bronzen und Messing behandelt das ausgedehnte Gebiet übersichtlich und im Einklang mit den praktischen Erfahrungen. Ebenso wertvoll sind die für Maschinenbetriebe besonders beachtenswerten Mitteilungen über Bleibronze. Diese Legierungsgruppe verdient wegen ihrer günstigen Lauf- und Warmfestigkeitseigenschaften erhöhte Aufmerksamkeit bei Lagerausgüssen in wärmebeanspruchten Lagern. Der Abschnitt über Zinklagermetalle knüpft an die Erfahrungen der Kriegsjahre an. Im Gegensatz zu damals haben wir heute im elektrolytischen Zink ein außerordentlich reines Rohmetall, aus dem wahrscheinlich recht aussichtsreiche Legierungen schon entwickelt worden sind

oder entwickelt werden können, zumal da wir Zink verhältnismäßig reichlich haben und dort, wo Preßstoff und Gußeisen versagen, bevorzugen sollten. Die Abschnitte über Zinn-, Bleizinn- und sonstige Bleilagermetalle geben einen guten Ueberblick über dieses im Schrifttum in unzähligen Einzelveröffentlichungen behandelte Gebiet. Schließlich vermittelt ein kurzer Abschnitt wertvolle Erfahrungen mit Sintermetallen. Auf der Grundlage von gesintertem Eisenpulver ist diese Werkstoffgruppe für die Umstellung auf deutsche Rohstoffe beachtenswert.

Wünschenswert wäre noch die Ergänzung des vorliegenden Handbuches durch eine zusammenfassende Darstellung der Erfahrungen mit dem Gußeisenlager. Namentlich für einfachere Lagerungen ist dieser billige Werkstoff das Gegebene; in Form von Sondergütern haben wir Lagergußeisensorten, die an vielen Stellen Rotguß und Bronze verdrängen.

Die einzelnen Abschnitte werden durch reichliche Bildbeigaben und vielseitige Schrifttumshinweise ergänzt, so daß das Werk in zweckmäßiger Form eine Lücke des Schrifttums über Gleitlagerfragen schließt. Dr.-Ing. Ewald Rohde.

Fortschritte des chemischen Apparatewesens. Dargestellt an Hand der Patentschriften des Deutschen Reiches unter Mitwirkung zahlreicher Fachgenossen mit Unterstützung der „Dechema“, Deutsche Gesellschaft für chemisches Apparatewesen, e. V. Hrsg. von Adolf Bräuer und Josef Reitstötter. Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft m. b. H. 4^o.

[Bd. 2:] Werkstoffe. Mit Unterstützung von A. Chwala-Wien [u. a.] bearb. durch die Herausgeber. 1939. (XVI, 288, 496 S.) 28 *R.M.*

Der umfangreiche Band¹⁾ bringt nach einer Einleitung über die technische und wirtschaftliche Bedeutung der Werkstoffe für den chemischen Apparatebau einen Textteil, der in sehr übersichtlicher, außerordentlich weit unterteilter Weise die Zusammensetzung und Verarbeitung (Seite 1 bis 194) und die Eigenschaften und Verwendungszwecke der Werkstoffe (Seite 192 bis 288) unter Angabe der Patentnummern und einer stichwortartigen Inhaltsangabe behandelt. In dem zweiten Teile des Buches folgen dann (Seite 1 bis 476) die Ansprüche und Auszüge aus den betreffenden deutschen Patentschriften Nr. 271

¹⁾ Wegen des 1. Bandes vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 991/92.

bis 640 589. Zum leichteren Auffinden irgendwelcher Angaben über eine beliebige Eigenschaft eines Werkstoffes dient einerseits eine weit gegliederte Inhaltsübersicht (S. IX bis XVI) und andererseits ein Namensverzeichnis der deutschen Patentschriften (Seite 477 bis 496). Auf Einzelheiten kann hier nicht eingegangen werden. Um aber über den behandelten Stoff eine Übersicht zu gewinnen, sei hier angegeben, daß die Zusammensetzung und Verarbeitung der Werkstoffe sich auf Nichteisenmetalle und deren Legierungen, Eisen und Eisenlegierungen, anorganische Verbindungen (silikatreiche, kalkreiche, tonerdereiche, magnesia-reiche Stoffe, Chromerzeugnisse, hochschmelzende Oxide, Carbide, Nitride) und organische Verbindungen bezieht. Bei den Eigenschaften und Verwendungszwecken sind die mechanischen Eigenschaften, die chemischen Eigenschaften (Grenzflächenschutz, Säure- und Basenbeständigkeit, Salzfestigkeit, Feuchtigkeitsschutz, elektrochemische Eignung, Oxydationsschutz) und die thermischen Eigenschaften einzeln behandelt. Die Werkstoffe werden in erster Linie in Hinsicht auf die Bedürfnisse des Apparatebaues in der chemischen Industrie betrachtet, aber auch Werkstoffe des Ofenbaus sind einbezogen. Aufgenommen sind außerdem Werkstoffe für Elektroden. Der Korrosionsschutz ist bei den Grenzflächeneigenschaften mit besprochen.

Wo Eisen als Werkstoff behandelt wird, beziehen sich die Nachweisungen auf chromfreie Nickelstähle, Chrom-Nickel-Stähle, nickelfreie Chromstähle und andre Edelmetalle. Bei dem nichtlegierten Stahl handelt es sich um Ueberzüge metallischer, anorganischer und organischer Art, um Stahl als Versteifungsstoff und um die Weiterverarbeitung, bei Gußeisen um Ueberzüge und Legierungen. Weiter werden Eisen als Ueierzug und die Ferrolegierungen auf Ferrosilizium-, Nickel- und Chromgrundlage betrachtet. In bezug auf die Grenzflächenveränderung sind Legierungsbildung, Oxydation, Phosphatbildung, Emaillierung, Verstickung und die Einwirkung von Salz und organischen Verbindungen besprochen.

In dem Buche ist eine solche Menge nützlichen Stoffes zusammengetragen, daß alle, die mit der Herstellung und Verwendung von Werkstoffen für die chemische Industrie zu tun haben, nicht nur Auskunft in den einschlägigen Fragen, sondern auch manche Anregung in erfinderischer Hinsicht erhalten dürften.

Bernhard Neumann.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Auler, Heinrich, Ingenieur, Leiter des Techn. Büros der Mannesmannröhren-Werke, Abt. Finntrop, Finntrop (Sauerland); Wohnung: Attendorf, Bahnhofstr. 7. 38 005
- Brennecke, Alfred, Fa. Carl Zeiss, Jena; Wohnung: Erfurter Str. 58. 32 011
- Debusch, Carl Paul, Dr.-Ing., Direktor in der Lurgi Gesellschaft für Chemie u. Hüttenwesen m. b. H., Frankfurt (Main) 1, Gervinusstr. 17/19; Wohnung: Luxemburger Allee 40. 26 020
- Durst, Bruno, Oberingenieur, Rheinmetall-Borsig A.-G., Werk Borsig, Berlin-Tegel; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Kirschenallee 23. 20 036
- Giebler, Hans, Ingenieur, Betriebsassistent, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Grillo Funke, Gelsenkirchen-Schalke; Wohnung: Mönstingplatz 2. 39 369
- Knoch, Eugen, Hütteningenieur, Gutehoffnungshütte Oberhausen A.-G., Abt. Düsseldorf (vorm. Haniel & Lueg), Düsseldorf-Grafenberg; Wohnung: Simrockstr. 94. 39 347
- Komers, Max, Dipl.-Ing., Deutsche Röhrenwerke A.-G., Werk Thyssen, Mülheim (Ruhr); Wohnung: Lembkestr. 38. 29 103
- Krauskopf, Walter, Dipl.-Ing., Frankfurt (Main) 1, Rhönstr. 87. 35 291
- Laurich, Eduard, Dipl.-Ing., Österreichische Magnesit-A.-G., Radentheim (Kärnten); Wohnung: Wattenscheid, Gartenstraße 101 a. 21 071
- Lielacher, Julius, Dr.-Ing., Metallurge, I.-G. Farbenindustrie A.-G., Frankfurt (Main)-Griesheim; Wohnung: Einbaumstr. 1. 29 120
- Lohmann, Walter, Dr.-Ing., Betriebsingenieur, August-Thyssen-Hütte A.-G., Werk Hütte Vulkan, Hochofen, Duisburg-Hochfeld; Wohnung: Duisburg, Münzstr. 32 II. 35 325
- Mann, Emil K., Ingenieur, Vorsitzender des Vorstandes der Enzfelder Metallwerke A.-G., Enzsfeld (Niederdonau), Postfach Leobersdorf. 07 061
- Munker, Theo, Dr.-Ing., Gebr. Böhrler & Co. A.-G., Eisenhüttenwerk Kapfenberg, Kapfenberg (Steiermark). 37 306
- Nielsen, Walter, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Eumuco-A.-G., für Maschinenbau, Leverkusen-Schiebusch; Wohnung: Manforter Hof. 31 071

- Ortner, Erwin, Dipl.-Ing., Wehrwirtschaftsinspektion XVII, Wien III, Pettenkofengasse 1; Wohnung: Wien XVI, Neulerchenfelder Str. 11. 36 312
- Reichel, Walter, Dr.-Ing. habil., Oberingenieur, Maschinenfabrik Froriep G. m. b. H., Rheydt; Wohnung: Odenkirchener Str. 114. 37 345
- Schöler, Werner, Betriebsingenieur, Bauer & Schaurte K.-G., Neuß; Wohnung: Ubierstr. 7. 39 300
- Sossinka, Hans-Georg, Dr.-Ing., Leiter der Werkstoff- u. Festigkeits-Abteilung der BMW Flugmotorenbau G. m. b. H., München 13, Lerchenauerstr. 76; Wohnung: Elisabethstr. 33 I. 35 507
- Spetzler, Edgar, Dipl.-Ing., Fried. Krupp A.-G., Versuchsanstalt, Essen; Wohnung: Olbrichstr. 17. 38 176
- Svigelj, Leon, Ing.-Chemiker, Betriebsleiter, Hochfrequenz-Tiegelstahl G. m. b. H., Bochum; Wohnung: Remscheid, Eichenstr. 6. 38 182
- Uebel, Fritz, Dr.-Ing. habil., Oberingenieur, Institut für Werkstoffkunde der Techn. Hochschule Aachen, Aachen; Wohnung: Rolandstr. 6. 39 174
- Wiester, Hans-Joachim, Dr.-Ing., Fried. Krupp A.-G., Essen; Wohnung: Essen-Bredene, Bredeneyer Str. 39. 29 223
- Winckler, Rudolf, Dipl.-Ing., Direktor, Accumulatoren-Fabrik A.-G., Berlin SW 11, Askanischer Platz 3; Wohnung: Berlin-Dahlem, Brümmerstr. 24. 29 225

Gestorben:

- Bosse, Walter, Dipl.-Ing., Chefchemiker, Duisburg-Meiderich. * 28. 6. 1889, † 4. 10. 1939.

Neue Mitglieder.

A. Ordentliche Mitglieder:

- Wauer, Arthur, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Dortmunder Union Brückenbau A.-G., Dortmund, Sunderweg 86; Wohnung: Dortmund, Gartenstadt, Plettenbergstr. 27. 39 448
- Bauer, Robert, cand. rer. met., Essen-Borbeck, Dächstr. 34. 39 449