

# 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 34

22. AUGUST 1940

60. JAHRGANG

### Erkenntnisse über Oberflächenfehler von Blöcken und Walzgut.

Von Rudolf Schäfer in Geisweid.

[Bericht Nr. 371 des Stahlwerksausschusses und Nr. 159 des Walzwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute\*].

*(Unterscheidung in Blockfehler, das sind Einschlüsse, Blasen und Poren, Ueberwallungen, Blockrisse, sonstige Gießfehler, und in Walzfehler, das sind Fehler des Anwärmens, Ueberwalzungen, offene und zugewalzte Kratzer, Fehler durch Schneiden und Mahlen der Walzenkaliber, Faltungsrisse, Druckfaltungsrisse.)*

Dem Betriebsmann — Stahlwerker und Walzwerker — sind die Bezeichnungen „Blockfehler“ und „Walzfehler“ keine unbekanntenen Begriffe; sie machen regelmäßig den höchsten Satz aller Beanstandungen aus, der wesentlich höher ist als die Beschwerden über Lunkerbildungen. Sie tauchen stets aufs neue auf, sobald das Werk erhöhten Ausschub zu verzeichnen hat. Es kann ohne Vorurteil gesagt werden, daß im allgemeinen den Blockfehlern die größere Häufigkeit zukommt. Diese Tatsache erklärt sich einmal aus der größeren Zahl von Einflußgrößen im Stahlwerk, und das andere Mal aus der beschränkten praktischen Möglichkeit, diese Größen zu beherrschen. Dem Stahlwerker sind beim Erschmelzen und Vergießen oft sehr enge Grenzen der Arbeitsmöglichkeiten gesetzt, wenn er, um den einen Fehler zu vermeiden, nicht in den anderen verfallen will. Ein Beispiel möge dies erläutern: Wird im Stahlwerk eine legierte Baustahlschmelze beispielsweise zu heiß vergossen, so ist die Gefahr für grobes Primärgefüge, starke Transkristallisation, Korngrenzenrisse und Flocken am Walzgut gegeben; ist sie etwas matt, so tritt die andere Fehlerquelle in Gestalt von nichtmetallischen Einschlüssen in Erscheinung. Bei gewissen legierten Stählen sind die Grenzen für richtige Gießtemperatur dabei so gering, daß sie mit völliger Sicherheit nur schwer zu treffen sind. Es sei dabei erwähnt, daß gerade die Temperatur im Stahlwerk eine Einflußgröße ist, auf die man nicht mit mathematischer Genauigkeit hinarbeiten kann.

Die dem Stahlwerk zuzuschreibenden, als Blockfehler zu bezeichnenden Oberflächenfehler sind: Einschlüsse in oder dicht unterhalb der Gußhaut, Blasen und Poren, Ueberwallungen, Blockrisse und sonstige Gießfehler.

#### Nichtmetallische Einschlüsse.

Die im Stahl auftretenden Einschlüsse sind nach ihrer Art Ofenschlacken, Desoxydationsschlacken, feuerfeste Stoffe und Reaktionsprodukte zwischen diesen. Ofenschlacken, die durch Bewegung von Stahl und Schlacke im Ofen, durch Wirbelbildung am Abstichloch, durch zu steile oder schlecht angefertigte Rinne und durch frühzeitiges Mitlaufen von Schlacke während des Abstiches in das Bad getragen werden, haben, soweit sie größer sind, im allgemeinen Zeit, in der Pfanne aufzusteigen. Ofenschlacke ist infolge der Zerstäubung auch meist fein emulgiert und stellt daher

eine Frage der Schlackenreinheit des Stahles an sich und nicht nur der Oberfläche dar. Als größere Einschlüsse, wie sie zuweilen in der Gußhaut gefunden werden, können sie daher aus dem Kreis der Betrachtung ausscheiden.

Das gleiche gilt meist auch für Desoxydationsschlacken, es sei denn, die Beruhigung wird mit größeren Mengen Aluminium wie bei alterungsbeständigem Stahl vorgenommen. Infolge der sperrigen Form der Tonerdeinschlüsse ist dann stets mit einer größeren Menge solcher Einschlüsse in oder dicht unter der Gußhaut zu rechnen, oft verleiht der Blockschaum der Oberfläche des in der Kokille aufsteigenden Stahles durch diese Einschlüsse sogar ein milchiggraues Aussehen. Anders liegen die Dinge bei den feuerfesten Stoffen und ihren Umsetzungserzeugnissen mit dem Stahl. Pfannensteine, Ausgußsteine, Trichtersteine und insbesondere Kanalsteine sind nicht immer in der Lage, dem schroffen Temperaturwechsel beim Angießen oder den mechanischen Kräften des Gießstrahles zu widerstehen, reißen oder bröckeln ab und gelangen so in den Stahl<sup>1)</sup>. Da in der Kokille in den seltensten Fällen Zeit zum Aufsteigen gegeben ist, finden sich solche feuerfesten Stoffe und ihre Umsetzungserzeugnisse mit Oxyden des Stahles in oder dicht unter der Gußhaut wieder. Das bevorzugte Auftreten in der Gußhaut ist auf die Wirbelbildung beim Eintritt des Stahles durch das Steigloch des Kanalsteines in die Kokille zurückzuführen. Diese bringt es mit sich, daß die Schlackenteile an den Blockrand gespült werden. Nicht selten tritt der Fall ein, daß sich unter dem durch Abkühlung gebildeten, auf dem Flüssigkeitsspiegel schwimmenden Deckel diese Schlackenteile ansammeln und bei Uberschlägen oder Ueberwallungen, wie sie später noch besprochen werden, unter die Gußhaut zu liegen kommen. Das sicherste Mittel gegen alle solche Blockfehler ist die Verwendung von einwandfreien Steinen, nicht zu hoher Gießpfanne und damit Flüssigkeitsdrücke auf den Stopfen, trockenes Lagern der Trichtersteine und Kanalsteine, sauberes Herrichten und Trocknen des Trichters, einwandfreie Mauern der Gießplatten, richtiger Paßsitz der Kanalsteine aneinander usw. Auch die Gießtemperatur spielt zur Vermeidung von Umsetzungsstoffen, beispielsweise Manganoxydul und Steinmasse, eine große Rolle<sup>2)</sup>. Soweit es sich nicht um an der Blockoberfläche

\* ) Vorgetragen auf einer gemeinsamen Sitzung von Stahl- und Walzwerkern am 12. März 1940 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

<sup>1)</sup> Grewe, H., und R. Rückert: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 421/29.

<sup>2)</sup> Daeves, K.: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1162/68 (Stahlw.-Aussch. 238 u. Werkstoffaussch. 192).

bevorzugt auftretende Schlacken<sup>1)</sup> handelt, sondern um kleinere Schlacken, wie sie über dem ganzen Blockquerschnitt auftreten, sei noch erwähnt, daß auch diese, wenn sie dicht unter der Gußhaut liegen und durch das Abschweißen bloßgelegt werden, bei der Warmformgebung infolge Kerbwirkung Anlaß zu Fehlern geben können. Allerdings handelt es sich in solchen Fällen meist um empfindliche, beispielsweise legierte Stähle; bei diesen ist dann aber schon aus anderen Gründen höchste Schlackenreinheit geboten.

#### Blasen.

Unter Blasen seien im nachfolgenden diejenigen Gas Hohlräume zu verstehen, die im Block in ganz bestimmter, gesetzmäßiger Anordnung — dem Blasenkranz — auftreten, im Gegensatz zu Poren, deren Auftreten vereinzelt und örtlich begrenzt ist. Blasenkränze treten daher in allen unberuhigten Stählen, den weichen Flußstahlsorten<sup>2)</sup> auf. Infolge des Fehlens einer Desoxydation mit stärkeren Desoxydationsmitteln wie Ferrosilizium und Aluminium haben diese Flußstahlsorten größere Mengen Eisenoxydul. Während der Erstarrung und Kristallisation des Stahles in der Kokille reichert sich die flüssige Restschmelze an Eisenoxydul und Kohlenstoff an, die im Ofen zum Stillstand gekommene Wechselwirkung zwischen beiden Komponenten entsprechend der Gleichung  $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$  wird durch diese Anreicherung aufs neue ausgelöst, und es tritt eine abermalige Kohlenoxydabscheidung auf, bei der auch größere Mengen an gelöstem Wasserstoff und Stickstoff mitgerissen werden; der Stahl erstarrt unruhig oder kocht in der Kokille.

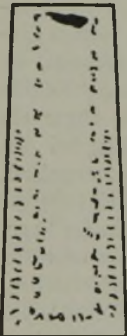


Bild 1. Schematische Darstellung des äußeren und inneren Blasenkranzes.

Eine schematische Darstellung eines so erstarrten unruhigen Blockes gibt *Bild 1*, ein an sich bekanntes Bild. Der Block zeigt einen äußeren und inneren Blasenkranz. Die Entstehung des äußeren Blasenkranzes ist folgendermaßen zu erklären: An der Berührungsfäche von kalter Kokillenwand und flüssiger Stahlmasse bildet sich entsprechend einer hohen Keimzahl und hohen Kristallisationsgeschwindigkeit eine Kruste von globularem Gefüge. Im weiteren Verlauf der Erstarrung entstehen infolge Ueberwiegens der Kristallisationsgeschwindigkeit langgestreckte Kristallnadeln, und die Restschmelze reichert sich an Eisenoxydul und Kohlenstoff an, bis der Reaktionsdruck der Gleichung  $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$  zum Ablauf dieser Reaktion zwingt. Diesem Reaktionsdruck steht nun der ferrostatische Druck der darüber lastenden Flüssigkeitssäule und, nach Erstarrung des Blockkopfes, noch der Gasdruck der sich entwickelnden Gase entgegen. Je nach Blockhöhe kann daher etwa im unteren Drittel des Blockes die Gasentwicklung erst nach Bildung längerer Kristallnadeln einsetzen, die sich auscheidenden Gase werden von den Dendriten festgehalten und treten als äußerer Blasenkranz in Erscheinung. In Blöcken von geringer Höhe fehlt daher infolge des niedrigen ferrostatischen Druckes und damit frühzeitiger Gasentwicklung der äußere Blasenkranz häufig vollkommen; umgekehrt kann in Blöcken größerer Höhe der Blasenkranz am äußersten Fußteil ausbleiben, da der Reaktionsdruck für die Gasentwicklung den ferrostatischen Druck niemals erreicht.

<sup>1)</sup> Eichholz, W.: Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 460 (Erörterungsbeitrag); Eichholz, W., und J. Mehovar: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 449/60 (Stahlw.-Aussch. 222); Stadelner, A., und H. J. Thiele: Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 449/60 (Stahlw.-Aussch. 205); Hultgren, A., und G. Phragmén: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 577/95 (Stahlw.-Aussch. 354 u. Werkstoffaussch. 467).

Für den inneren Blasenkranz kann eine Erklärung nur schwer gegeben werden; fest steht, daß durch ihn ein scharf begrenzter Abschnitt in der Erstarrung gekennzeichnet ist. Vermutlich entspricht dieser Abschnitt der Beendigung eines gerichteten Kristallwachstums, nach der die Erstarrung über den verbliebenen flüssigen Blockquerschnitt gleichzeitig erfolgt.

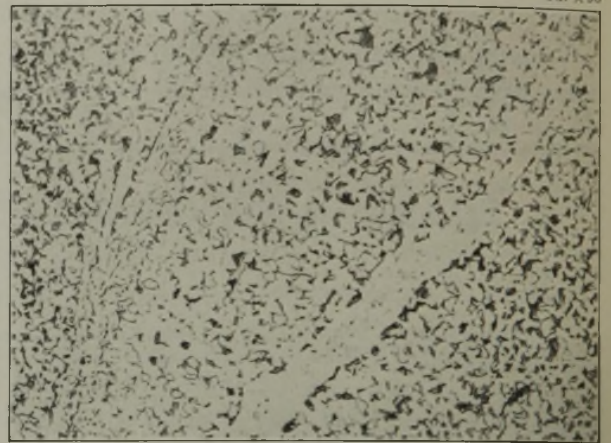


Bild 2. Verschweißte Blasen unter der Oberfläche.

Die Wandungen der Gasblasen haben metallisch blanke, nicht oxydierte Oberfläche und lassen sich beim Warmwalzen, soweit nicht übermäßig starke Gasblasenseigerungen stören, verdichten und verschweißen. *Bild 2* zeigt derartige verschweißte Gasblasen im Walzgefüge.

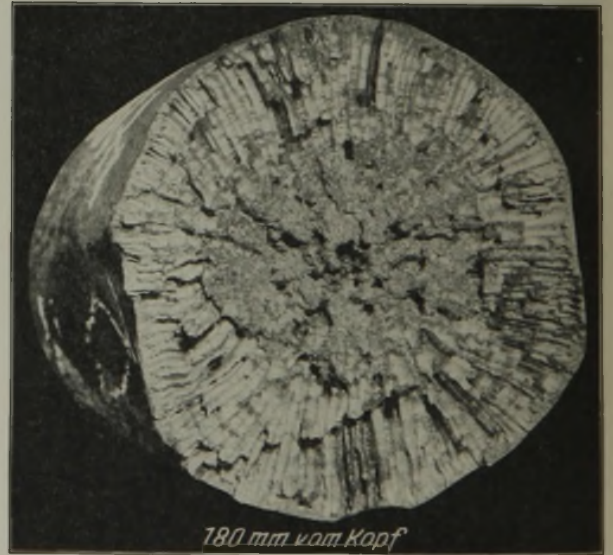


Bild 3. Randblasiger Rundblock.

Eine wichtige Aufgabe des Stahlwerkers bei der Herstellung unberuhigter Blöcke ist es nun, den gefährlichen äußeren Blasenkranz soweit als möglich von der Blockoberfläche fernzuhalten, d. h. einen guten Randstahl zu erzeugen, damit beim Wärmen und Abschweißen der Blöcke die Blasen nicht aufgeschmolzen werden. Randblasige Blöcke haben Verbrennungen und Aufreißen, zumindest aber Narben und Pocken auf der Oberfläche des Walzgutes zur Folge. *Bild 3* zeigt einen randblasigen Rundblock und *Bild 4* das daraus entstandene Walzgut nach den ersten Stichen. Dieser Knüppel, dessen verbrannte Stellen an die Waben eines Bienenstockes erinnern, läßt deutlich noch die röhrenförmigen Randblasen des Blockes erkennen. *Bild 5* zeigt Rundstahl aus einem randblasigen Block im Walzgefüge. Der Stahlwerker versucht nun, die ungünstige Aus-

bildung der Randblasen durch verschiedene Maßnahmen zu bekämpfen.

Er arbeitet beim Frischvorgang auf einen Gleichgewichtszustand hin, der dem geringstmöglichen Eisenoxydulgehalt entspricht; beim Fertigmachen wird die Schmelze auf den richtigen Mangengehalt abgestimmt, dessen Höhe vom Kohlenstoffgehalt und der Blockform abhängt. Während ein zu niedriger Mangengehalt die Regelung der Gasentwicklung verhindert und den Stahl in der Kokille stark aufbrausen und klettern läßt, bewirkt ein zu hoher Mangengehalt zu starke Zähflüssigkeit infolge Ausscheidung von zahlreichen Desoxydationsrückständen, die leicht zur Randblasenbildung Anlaß geben. Eine weitere Möglichkeit ist dem Stahlwerker durch Regelung der Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit<sup>4)</sup> gegeben. Je höher die Gießtemperatur, um so größer die Gefahr schädlicher Randblasenbildung. Eine ungünstige Beeinflussung erfährt der äußere

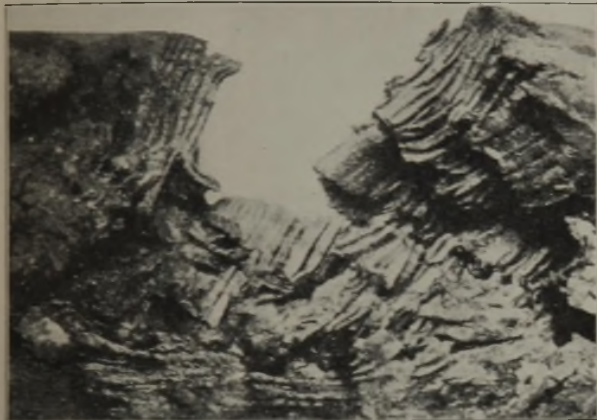


Bild 4. Knüppel aus einem randblasigen Block.

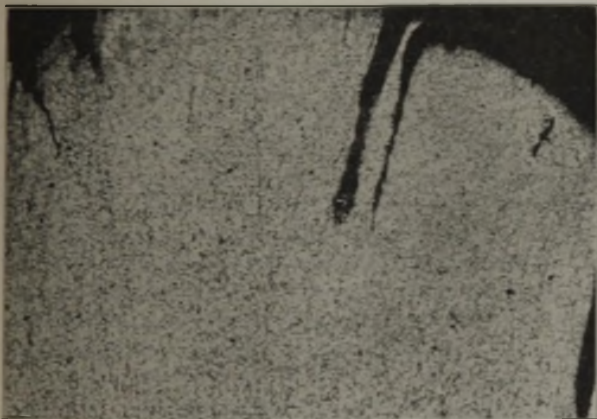


Bild 5. Rundstahl aus einem randblasigen Block.

Blasenkranz ferner bei kleinen Blockquerschnitten und kalten Kokillen, so daß man dem dickeren Block und einer Kokillentemperatur von etwa 60° den Vorzug gibt.

Ein Blasenkranz tritt im allgemeinen nur bei unberuhigt vergossenem Stahl auf. Je nachdem, ob der Gasdruck den ferrostatischen Druck sofort zu Beginn der Erstarrung oder erst in der Mitte des Erstarrungsbereichs oder erst kurz vor Beendigung der Erstarrung erreicht, sind alle Uebergänge von der stürmischen Gasentwicklung bis zur Blasenbildung ohne äußerlich feststellbare Unruhe möglich. Daraus erklärt sich auch, daß unsachgemäß erschmolzene oder ungenügend desoxydierte Schmelzen auch bei siliziiertem Stahl Blasen unter der Blockoberfläche aufweisen können.

Bei Schmelzen, die mit Ferrosilizium völlig beruhigt wurden, fällt der Entwicklungsdruck von Kohlenoxyd fort; zeigen solche Schmelzen jedoch einen zu hohen Gehalt an gelöstem Wasserstoff und gegebenenfalls auch Stickstoff, so können bei der Erstarrung auch deren Entwicklungsdrücke den ferrostatischen Druck übersteigen und zur Unruhe und Blasenbildung führen. Derartige Stähle, deren hoher Wasserstoffgehalt meist von feuchten Zuschlägen, feuchten Rinnen,

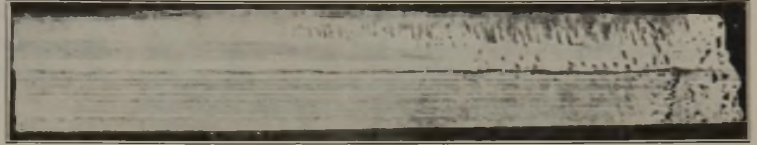


Bild 6. Beruhigter Block mit 0,1% C und 0,15% Si, in den Wasserstoff geleitet wurde. Wiederauftreten der Randblasen. (Nach A. Ristow.)

Pfannen, Trichtern oder Kokillen herrührt, ergeben, wie ein Versuch (Bild 6) zeigt, sehr häufig Randblasen. Es handelt sich um einen silizierten Block, der nach A. Ristow<sup>5)</sup> in der Pfanne versuchsweise mit Wasserstoff gesättigt wurde.

Im Gegensatz zu diesen Randblasen, die eine ganz kennzeichnende Anordnung im Block aufweisen, finden sich in oder dicht unterhalb der Gußhaut von beruhigten Stahlblöcken noch örtlich gelegene, unregelmäßig angeordnete Porennester. Ihre Ursachen sind verschiedener Art. So

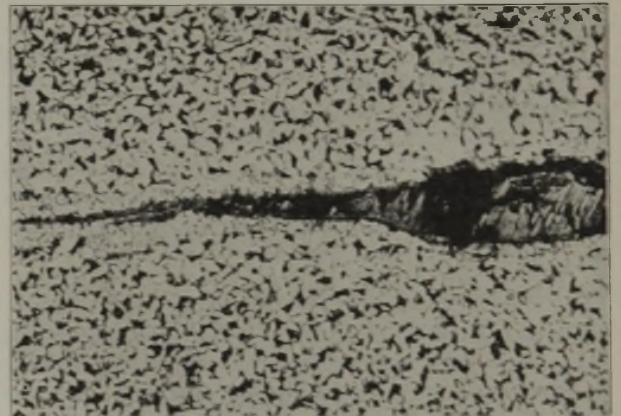


Bild 7. Schlackeneinschluß der Walzhaut mit Entkohlung.

können bei unzureichender Steiggeschwindigkeit durch Ueberwallungen in die Gußhaut eingeschlossene Oxydhäute während der Erstarrung nochmals mit dem Kohlenstoff des Stahles reagieren und zur örtlichen Gasentwicklung führen. Das gleiche gilt für Schlackeneinschlüsse in Nähe der Blockoberfläche, deren Eisenoxydulgehalt während der Erstarrung ähnliche Reaktionen auslösen kann. Bild 7 zeigt das Walzgefüge eines Blockes, der mit vielen nichtmetallischen Einschlüssen behaftet war. Die entkohlte Umgebung des Einschlusses läßt die Blasenbildung durch Umsetzung von Eisenoxydul mit Kohlenstoff noch deutlich erkennen.

Oertliche Porennester werden weiterhin durch Aufnahme von Feuchtigkeit oder dissoziiertem Wasserstoff hervorgerufen, der von feuchten Kokillen, schlechtem Lack, zu dick aufgetragenen oder kalten Kokillenlacken oder ungenügendem Trocknen gelackter Kokillen herrührt. Brandrisse in den Kokillen füllen sich besonders leicht mit größeren Mengen von Kokillenlack und führen zu Poren. Die Erscheinung der „Lackporen“ ist auch häufig eine Folge zu schnellen Gießens, wobei die Verbrennungsgase des Lackbitumens vom hochsteigenden Stahl eingeschlossen werden.

<sup>5)</sup> Siehe Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 332 (Erörterungsbeitrag).

<sup>4)</sup> Eichholz, W., und J. Mehovar: s. Fußnote 3, a. a. O.

Es wird nun vielfach die Meinung vertreten, daß diese Poren im Wärmofen des Walzwerks abschweißen und damit unschädlich werden. Eine Auffassung, die jedoch nur dann ihre Berechtigung hat, solange die Poren nicht tief reichen. Ferner muß berücksichtigt werden, daß ein Abschweißen im allgemeinen nur bei weichen oder mittelharten unlegierten Stählen möglich ist; bei höhergeköhlten oder legierten Stählen ist die Anwendung so hoher Temperaturen im Walzwerk unstatthaft.

#### Ueberwallungen.

Ueberwallungen oder sogenannte Matt- oder Kaltschweißen treten meist bei Gespannguß, der zu matt oder mit zu geringer Steiggeschwindigkeit vergossen wird, auf. Die durch den langen Weg der Kanalsteine verursachte Abkühlung des zuerst eintretenden Stahles bewirkt eine Erstarrung oder Deckelbildung der aufsteigenden Blockoberfläche. Wird das weitere Aufsteigen durch Ansetzen des Deckels an der Kokillenwand behindert, so wird dieser durchbrochen oder an die Kokillenwand gedrückt und von dem nachdrängenden flüssigen Stahl überspült. Wenn hierbei die erstarrten und oxydierten Deckel nicht wieder aufgelöst werden, tritt durch Oxydhäute eine Werkstofftrennung, die man als Ueberwallung oder Mattschweiße bezeichnet, ein. Die Gefahr von Ueberwallungen ist besonders an kleinen Blöcken gegeben; Porennester infolge Umsetzung der Oxydhaut mit dem Kohlenstoff des Stahles und Einschlüsse sind unter überwallten Blockstellen keine Seltenheit. Der Stahlwerker begegnet diesen Ueberwallungen, indem er die Deckelbildung beim Hochkommen des Stahles in der Kokille beobachtet. Bildet sich der Deckel frühzeitig aus oder droht er sich an der Kokillenwand anzusetzen, so muß die Steiggeschwindigkeit erhöht werden. Im übrigen erschwert bereits das heute beim Vergießen beruhigten Stahles in Deutschland übliche Lackieren der Kokillen, das bei Wahl eines geeigneten Lackes und genauer Beobachtung der besten Trockenzeit eine gute Blockoberfläche sichert, das Ansetzen des Deckels an die Kokillenwand.

#### Blockrisse.

Zu den unangenehmsten Oberflächenfehlern gehören die Blockrisse. Man unterscheidet im allgemeinen Querrissschmelze — auch Schrumpfrisse genannt —, Längsrisse und Spannungsrisse.

Zur Erklärung der Warmrisse sei folgendes vorausgeschickt. Bei der Erstarrung des flüssigen Stahles in der Blockform wird die zuerst erstarrende Kruste nur so lange an die Kokillenwand gepreßt, als sie dem ferrostatischen Druck noch nicht widerstehen kann. Sobald diese Kruste dem Flüssigkeitsdruck widersteht, erzwingt das Schrumpfen ein Loslösen von der Kokillenwand. Dieses Loslösen erfolgt wegen des stärkeren Wärmeentzuges durch die Gießplatte am Blockfuß früher. Da die Flüssigkeitssäule das so entstandene Gefäß auf die Gießplatte drückt, schrumpft der Block zwangsläufig nach unten, während die Kokillenwand den Blockkopf festhält. Die Folge sind Zugspannungen, die in der noch nicht widerstandsfähigen erstarrten Kruste zu Querrissen führen können. Begünstigt wird dieser Vorgang durch Anfressen und Verschweißen von Stahl und Kokillenwand, und zwar dann, wenn der Gießstrahl die Kokillenwand einseitig trifft, beispielsweise durch einseitige Stellung der Kokille zum Steigloch des Kanalsteines. Eine weitere Möglichkeit ist das Ueberlaufen über den Kokillenrand und die unsachgemäße Vorbereitung der Gespannplatte, bei der z. B. die Kanalsteine zu hoch gemauert werden. Im ersten Falle bilden sich Bärte am Kopf, im letzten am Fuß, so daß sich der Block aufhängt.

Nach F. Pacher<sup>6)</sup> können diese Querrisse auch auftreten, ohne daß sich Reibungswiderstände der Schrumpfung wie oben geschildert in den Weg stellen. Unmittelbare Kräfte des Gießstrahles können auf die erstarrende Kruste die gleiche Wirkung ausüben. Pacher bezeichnet diese Querrisse als Bewegungswarmrisse.

Erfahrungsgemäß treten alle diese Querrisse im unteren Blockteil auf, ihre Ausdehnung ist begrenzt. Der Stahlwerker begegnet ihnen durch Verwendung einwandfreier Kokillen, ordnungsgemäße Unterlagsplatten und sorgfältiges Setzen der Kokillen sowie nicht zu hohe Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit.

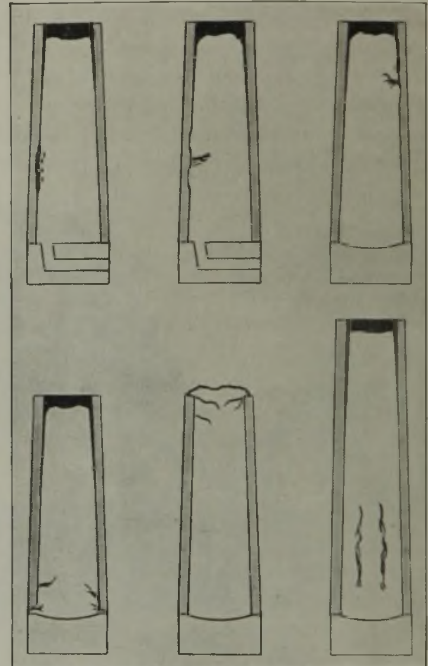


Bild 8. Blockrisse nach F. Pacher.

Weit unangenehmer sind die längs verlaufenden Warmrisse, da sie meist tief in das Blockinnere hineinreichen. Es darf für ihre Erklärung nicht übersehen werden, daß während des Loslösen und Schrumpfens der erstarrenden Kruste, wie sie oben geschildert wurde, der ferrostatische Druck im weiteren Gießverlauf, besonders bei langen Blöcken, ständig weiter wächst. Ueberschreitet er die an sich äußerst niedrige Warmfestigkeit der erstarrenden Kruste, so muß ein Längsriß entstehen, der sich so lange weiterbildet, als der Flüssigkeitsdruck während des Gießens steigt. Derartige Längsrisse treten am häufigsten an den Blockkanten und auf den Breitseiten der Brammen auf, da hier der Gesamtdruck am höchsten liegt. Der Stahlwerker begegnet ihnen durch richtige Kokillenform und nicht zu heißes Gießen.

Bild 8 zeigt eine schematische Darstellung solcher Blockfehler, wie sie von Pacher<sup>6)</sup> aufgestellt wurde.

Schließlich seien noch die reinen Spannungsrisse erwähnt, die im weiteren Verlauf der Abkühlung auf Raumtemperatur besonders bei legierten und lufthärtenden Stählen entstehen. Durch ungleichmäßige Abkühlung und damit ungleichmäßige Volumenänderung werden in jedem Block Spannungen hineingetragen, die später durch zusätzliche Kräfte ausgelöst werden können. Stoß oder Erschütterungen, schroffe Kälte oder zu rasches Erwärmen im Wärmofen, plötzlicher Temperaturwechsel oder hinzu-

<sup>6)</sup> Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 485/92.

treten die Gefügespannung bei Stählen mit lufthärtenden Eigenschaften sind die Hauptursachen dieser Spannungsrisse. Das sicherste Mittel dagegen ist eine genügend langsame Abkühlung des Blockes, wie sie beispielsweise bei legierten Stählen durch Erkalten in der Kokille, unter Asche oder in einem Ausgleichofen erfolgt.

Soweit die Weiterverarbeitung oder andere Rücksichten, wie vereinfachtes Abdrehen der Oberfläche oder Verringerung der Transkristallisation, den runden Blockquerschnitt nicht vorteilhaft erscheinen lassen, sollte vom Rundblock wegen der erhöhten Gefahr von Spannungsrisen abgesehen werden, da das ungünstige Verhältnis von Blockumfang zum Inhalt die Ribßgefahr begünstigt.

#### Sonstige Oberflächenfehler.

Unter dieser Gruppe von Oberflächenfehlern sollen alle diejenigen zusammengefaßt werden, die an sich nicht schwerwiegender Natur sein müssen, sondern als unsaubere Blockoberfläche anzusprechen sind. Es sind dies Spritzer, Schalen, Landkartenmuster, Unebenheiten durch Brandrisse, herührend von verschlissenen Kokillenwandungen usw. In den meisten Fällen sind derartige Erscheinungen als Schönheitsfehler anzusprechen und werden entweder durch Abschweißen im Walzwerks-Wärmofen beseitigt oder hinterlassen nur Schäden, die durch Putzen und Schleifen bei der Zurichtung des Walzgutes entfernt werden können. Es sei aber auch hier betont, daß der Begriff „Schönheitsfehler“ nur für Massenstahl Geltung hat, während bei höhergeköhlten oder gar legierten Stählen Rücksicht auf deren größere Empfindlichkeit bei der Warmformgebung genommen werden muß.

Während beim steigenden Guß Spritzer und Schalen ihre Ursache entweder in viel zu schnellem Angießen oder in der Verwendung von Kokillen mit stark verschlissener Wandung haben, ist die als Landkartenmuster wohlbekannte Blockoberfläche eine nicht selten auftretende Erscheinung des fallenden Gusses. Der Vorteil des fallenden Gusses, der hauptsächlich im Vermeiden einer Berührung von Stahl mit Trichter und Kanalsteinen und in der für die Erstarrung und Lunkerbildung wichtigen Zufuhr von neuem heißen Stahl auf den in der Gußform aufsteigenden Flüssigkeitsspiegel beruht, findet hier seinen Nachteil. F. Pacher<sup>6)</sup> erklärt die landkartenartige Blockoberfläche fallenden Gusses durch wellenförmige Bewegung der flüssigen Stahloberfläche, bei der sich an manchen Stellen der Kokillenwandung stiefelschaftartige Ansätze bilden. Diese schrumpfen infolge vorzeitiger Abkühlung bereits, wenn der höhersteigende Flüssigkeitsspiegel sie erreicht hat, und bilden eine Trennungsfuge auf der Gußform, in die der nachkommende Stahl von oben hineinfließt. Daraus erklärt sich auch die erhabene Lage dieser landkartenartigen Stellen. Da derartige Fehlstellen bisweilen Schrumpfrisse verursachen, sollten sie in ihrer Auswirkung nicht unterschätzt werden.

Unter die Gruppe sonstiger Gießfehler können bis zu einem gewissen Grade auch noch diejenigen Erscheinungen gerechnet werden, die am Block an sich keine Trennungen oder Schäden darstellen, wohl aber bei unvorsichtiger Warmformgebung zu solchen führen können. Eine gewisse Zahl legierter Stähle neigt bekanntlich zu starker Transkristallisation, eine Art von Gußgefüge, das dicht hinter der feinkörnigen Randzone einsetzt und in Form von langgestreckten Nadeln sogenannter Dendriten auftritt. Die Entstehung und Ursachen dieser Transkristallisation nehmen im Schrifttum<sup>7)</sup> einen breiten Raum ein. Fest steht, daß zur Entstehung dieser gerichteten Kristallisation ein bevorzugter Wärmefluß während der Erstarrung notwendig ist, und daß hohe

Gießtemperatur und kleine Blockform sie begünstigen. Während bisher zu ihrer Erklärung die Begriffe Unterkühlung, Keimzahl und Kristallisationsgeschwindigkeit herangezogen wurden, haben R. Hohage und R. Schäfer<sup>7)</sup> neuerdings den Versuch unternommen, sie durch bevorzugten Wärmefluß im Verein mit einem seigernden Gasgehalt besonders an Wasserstoff zu erklären. Da die Begrenzungen dieser Transkristalliten schwache Stellen des Gußgefüges darstellen, kann bei Blöcken mit schwachem globularen Rand und stark ausgeprägter Transkristallisationszone der Fall eintreten, daß diese Blöcke, wenn die ersten Stiche der Blockwalze nicht vorsichtig genug erfolgen, an den empfindlichen Stellen, und zwar den Kanten, von innen nach außen aufreißen. Ausreichende Wärmezeiten und geringe Walzdrücke in den ersten Stichen lassen diese Kantenrisse mit ziemlicher Sicherheit vermeiden. Ein ähnlicher Fall kann eintreten, wenn sich zwischen den Kristalliten stark transkristallisierter Blöcke infolge zu hohen Gasgehaltes der Schmelze, zu hoher Gießtemperatur und zu rascher Blockabkühlung Korngrenzenrisse befinden, so daß die Blöcke bei zu scharfem Verformungsgrad an den Kanten von innen her aufreißen. Die Tatsache, daß dem Stahlwerker kein Mittel zur Vermeidung von Transkristallisation an Hand gegeben ist, zeigt am besten die Notwendigkeit einer engen Zusammenarbeit zwischen Stahlwerk und Walzwerk. Ist dem Stahlwerker beispielsweise durch Versagen des Stopfens das Abschwächen einer zu hohen Gießtemperatur genommen, so kann im Walzwerk durch richtiges Wärmen und vorsichtiges Anstechen der Blöcke von solchen empfindlichen legierten Stählen weiterer Ausschuß vermieden werden.

Bei Aufzählung und Schilderung der dem Stahlwerk zufallenden Fehler sei schließlich noch die Notwendigkeit der richtigen Werkstoffauswahl, Form und Gestalt der Kokillen festgehalten. Die thermische und mechanische Beanspruchung der Kokillen durch den heißen Gießstrahl zwingt zur größten Sorgfalt bei der Auswahl des richtigen Kokillenerkstoffes. Windschiefe Kokillenwandungen und schiefe Kanten, falsche Kokillenabmessungen, ungünstiges Verhältnis Länge zu Querschnitt, falscher Abrundungsradius der Blockkanten haben schon vielfach den Anlaß zu Blockfehlern, insbesondere Blockrissen gegeben.

#### Das Herrichten der Blöcke zum Einsatz.

Unberuhigte Blöcke werden wohl stets ohne jede Putzarbeit zum Einsatz gebracht. Bei kleinen Blöcken und in bezug auf Gießtemperatur oder Mangengehalt kritischen Schmelzen ist es ratsam, sich durch Abnahme eines Spanes am Fuß von der Lage des äußeren Blasenkranzes zu überzeugen. Liegt bei solchen kritischen Schmelzen der äußere Blasenkranz dicht unter der Oberfläche, so wird sich ein vorsichtiges Wärmen, geringes Abschweißen und nicht zu hohe Ziehtemperatur im Walzwerk als notwendig erweisen. Anders liegen die Dinge bei beruhigtem Stahl. Hier sollten die Blöcke auch bei handelsüblichen Stählen einer Putzarbeit zugeführt werden. Werden jedoch an die Oberfläche des Walzgutes besondere Anforderungen gestellt, oder handelt es sich um Qualitäts- oder Edlestähle, so genügt das Putzen der Blöcke mittels Preßluftmeißel nur bei sorgfältig gegossenen und sauberstem Gespannguß. Aber auch bei diesem sollte man sich bei Qualitätsstahl durch Anhauen von Kopf, Mitte und Fuß von deren Porenfreiheit überzeugen. Im allge-

<sup>7)</sup> Hohage, R., und R. Schäfer: Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 123/25. Siegel, H.: Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1218/25 u. 1493/95 (Stahlw.-Aussch. 342 u. Werkstoffaussch. 440). Matuschka, B.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 405/13 (Stahlw.-Aussch. 158); 5 (1931/32) S. 335/54 (Stahlw.-Aussch. 220); 6 (1932/33) S. 1/12 (Stahlw.-Aussch. 232).

meinen greift man jedoch, besonders wenn es sich um Guß von oben handelt, zu einer Bearbeitung der gesamten Blockoberfläche. Diese Bearbeitung erfolgt meist spanabhebend, und zwar bei Rund- und Vierkantblöcken durch Abdrehen, bei Achtkant- oder großen Vierkantblöcken durch Hobeln. Bei normal erschmolzenen und vergossenen Schmelzen erreicht der Drehverlust etwa 6 bis 7% des Blockgewichtes. Die Spantiefe beträgt je nach Härte des Stahles etwa 4 bis 7 mm. Blöcke, die sich nach einmaligem Abdrehen nicht als völlig sauber erweisen, werden entweder ein zweites Mal abgedreht oder, falls sich nur örtliche Schlacken- und Porennester zeigen, an diesen Stellen nachgeputzt. Auch überdrehte Blöcke können zur Sicherheit gegen tieferliegende Poren nochmals an den obengenannten Stellen angehauen werden. In letzter Zeit hat nach dem Vorbild der Amerikaner das sogenannte „Abflämmen“ der Blockoberfläche, zu dem ein besonderes Brenngerät Verwendung findet, zunehmenden Eingang in die Betriebe gefunden. Eine Anwendungsmöglichkeit ist für diese Art der Oberflächenbearbeitung allerdings nur bei weichen, unlegierten Stählen mit bis 0,4% C gegeben. Die Gefahr einer Entkohlung und das Auftreten von Volumenänderungs- oder gar Spannungsrissen macht eine Verwendung für alle anderen Qualitätsstähle unmöglich. Obwohl bei diesem Brennverfahren Poren und Schlacken durch Unruhigwerden des Brenners sofort angezeigt werden und so diese Fehlstellen durch tieferes Brennen beseitigt werden können, erreicht man mit diesem Verfahren nicht stets die Oberflächenbeschaffenheit eines abgedrehten Blockes.

Es sei betont, daß eine mangelhafte Putzarbeit am Block sofort das Vielfache an Putz- oder Schleifarbeit an Knüppeln oder anderem Walzgut zur Folge hat. Die Putzarbeit ist also möglichst von der Knüppelputzerei in die Blockputzerei zu verlegen. Das sogenannte Abwaschen von Blöcken durch Abschweißen oder starkes Verzundern im Wärmofen, wie es in Amerika und England üblich ist, oder auch Walzen in zwei Hitzen sind Behelfsmöglichkeiten, die aber keine volle Gewähr, insbesondere bei Qualitätsstahl, für Oberflächenreinheit bieten. Die gleichen Grundsätze sorgfältiger Oberflächenüberwachung gelten für Knüppel und Platinen. Halbzeug aus Qualitätsstahl wird entweder gebeizt und geputzt, seltener sandgestrahlt oder geschliffen. Das dem Putzen vorgeschaltete Beizen hat den großen Vorteil, daß es durch nachträgliches Rosten die Fehlstellen aufdeckt und so den Putzern das Auffinden erleichtert. Sand- oder Stahlstrahlen finden meist Anwendung zur Erzielung guter Oberfläche. Das gleiche gilt für das Schleifen, das vielfach nach dem Beizen an Platinen oder Sturzen vorgenommen wird, aus denen Sonderbleche größter Oberflächenreinheit, beispielsweise rost- und säurebeständige Bleche, hergestellt werden. Bei harten und auch hochlegierten Stählen ist hierbei allerdings Vorsicht gegen Schleifrisse geboten. Das Schleifen muß dann entweder unter entsprechenden Vorsichtsmaßregeln oder auch am geglühten Werkstoff vorgenommen werden.

#### Walzfehler.

Im folgenden seien kurz diejenigen Oberflächenfehler geschildert, die dem Walzwerk zuzuschreiben sind; sie können eingeteilt werden in: Fehler des Anwärmens, Ueberwalzungen, offene und zugewalzte Kratzer; Fehler durch Schneiden und Mahlen der Walzen, Kaliberfaltungsrissen, Druckfaltungsrissen.

Während der Flußstahlwerker ohne Bedenken das Wärmen kalter Blöcke in auf Temperatur stehenden Tief-ofengruben vornehmen kann, ist der Edelstahlwalzwerker

gezwungen, einem vorsichtigen und genügend langen Anwärmen größte Aufmerksamkeit zu schenken. Die größere Empfindlichkeit und geringere Wärmeleitfähigkeit höhergekohter oder legierter Stähle ist der Grund für diese Forderung, und nicht selten entscheiden schon die ersten hundert Wärmegrade über das Schicksal eines hochlegierten Edelstahlblockes. Aus diesem Grunde soll auch im Stoßofen ein Uebereinanderpacken der Blöcke vermieden werden und vor dem Ziehen auf dem Schweißherd ein rechtzeitiges und genügendes Wenden erfolgen.

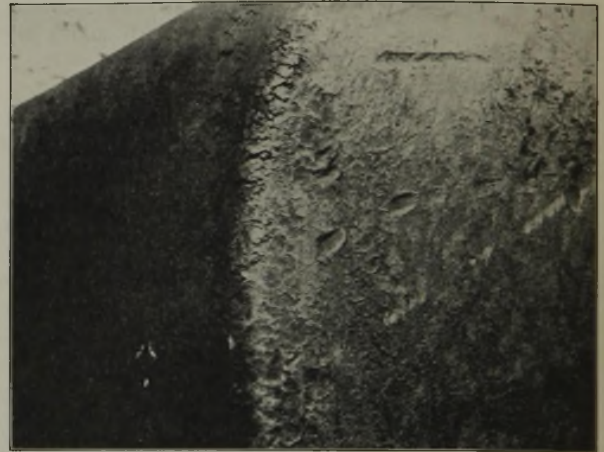


Bild 9a. An den Knüppelkanten einsetzende Verbrennung.

rd.  $\times 130$

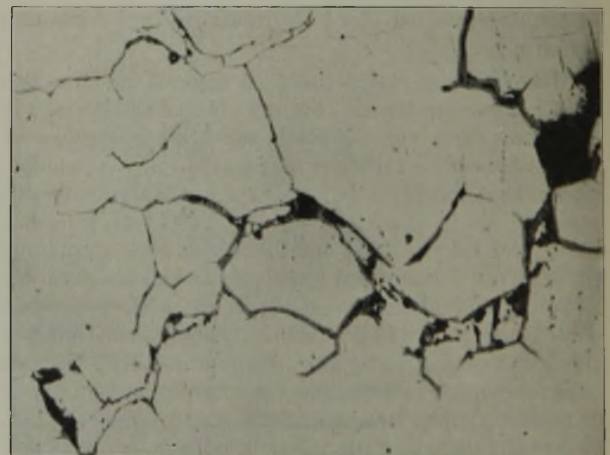


Bild 9b. Oxydation der Korngrenzen durch Verbrennung.

Die gleiche Sorgfalt gilt für richtige Walzanfangs- und Endtemperatur. Während ein Flußstahlblock in Schweißhitze oder Weißglut gezogen wird, liegt, wie ein Blick auf das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild zeigt, die richtige Ziehtemperatur für einen hochgekohten Werkzeugstahl bei 950 bis 1000°. Wird diesem Umstand keine Rechnung getragen, so sind Verbrennungerscheinungen, wie sie in Bild 9a an Kanten eines Knüppels und in Bild 9b in den Korngrenzen des Schliffbildes sichtbar sind, die Folge. Sinkt andererseits die Walztemperatur unter die Grenze der Formänderungsfähigkeit, so treten oft Kantenrisse auf. Bis zu einem gewissen Grade muß hier auch dem Begriff der Entkohlung Erwähnung getan werden.

Wenn Oberflächenentkohlung in den meisten Fällen auch zu keiner sichtbaren Oberflächenverletzung führt, so wird der Werkstoff in manchen Fällen — es sei hier nur an Silberstahl gedacht — für den vorgesehenen Verwendungszweck unbrauchbar gemacht. Es gibt allerdings sogar Entkohlungen — wie das Beispiel der Schnellarbeitsstähle be-

weist —, die in der entkohlten Randzone bei der Abkühlung der Stäbe zur Ribbildung führen. Entkohlung bekämpft der Walzwerker durch reduzierende Flammenführung oder auf gerade entgegengesetztem Wege, indem er durch anfangs stark oxydierende Flamme dem Block einen Zunderpelz verleiht, der vor weiterer Entkohlung schützt und selbst dann beim Walzen abplatzt.

Schließlich sei noch ein Fehler genannt, der nicht auf die Wärmung, sondern auf die Abkühlung des Walzgutes zurückzuführen ist. Werden nämlich Stähle mit stark lufthärtenden Eigenschaften zu sehr dünnen Abmessungen gewalzt, so treten auf den Walzstäben, die oft  $150 \text{ kg/mm}^2$  Zugfestigkeit und mehr aufweisen, Spannungsrisse auf. Man führt daher solche Stäbe von der Walze weg in einen Ausgleichofen oder läßt sie mindestens unter warmem Sand erkalten.

Unter den Fehlerquellen des Walzvorganges selbst ist wohl an erster Stelle die Ueberwalzung zu nennen. Sie entsteht durch Umlegen und Einwalzen einer durch zu

rd.  $\times 90$

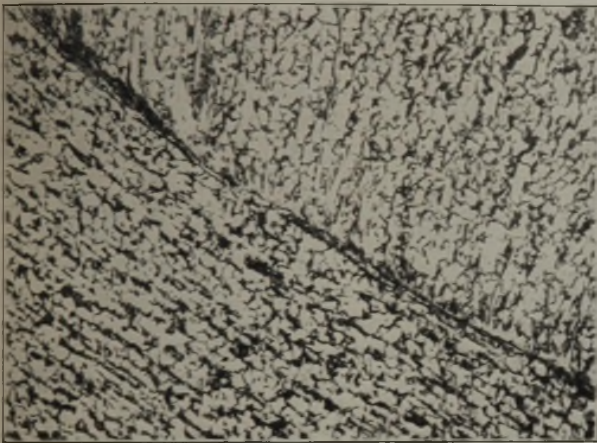


Bild 10. Gestörter Faserverlauf durch Ueberwalzung.

starkes Füllen des vorangegangenen Kalibers hervorgehobenen Naht. Bild 10 zeigt eine solche Ueberwalzung, die durch gestörten Faserverlauf gekennzeichnet ist. Das sicherste Mittel zu ihrer Verhütung ist eine laufende Ueberprüfung des Walzerzeugnisses durch Stauchproben oder Beizproben. Zeigt sich eine solche Ueberwalzung am Fertigstich, so werden die Stiche — teilweise ebenfalls durch Stauch- oder Beizproben — rückwärts verfolgt, um den fehlerhaften Stich ausfindig zu machen. Wesentlich ist allerdings, daß diese Ueberwachung nicht nur zu Beginn, sondern stichprobenweise auch während des Walzens erfolgt. Wie weit der Stauchprobe oder der Beizprobe der Vorzug zu geben ist, sei dahingestellt. Die Stauchprobe liefert schnellere Ergebnisse, erstreckt sich aber nur über ein sehr kurzes Stabstück; bei der Beizprobe liegen die Verhältnisse umgekehrt. Da sich Ueberwalzungen meist über die ganze Walzlänge erstrecken und der Walzwerker bestrebt ist, den Ausschub auf ein Mindestmaß zu beschränken, wird im allgemeinen der Stauchprobe der Vorzug gegeben.

Eine weitere im Walzvorgang zu suchende Fehlerquelle sind die offenen und zugewalzten Kratzer. Sie sind mechanische Verletzungen durch schadhafte Führungsbacken und Abstreifmeißel des Fertigstiches, solange sie offen erscheinen, und der von Vorstichen, sobald sie zugewalzt auftreten. Nach H. Cramer<sup>8)</sup> treten sie an weicheren Stählen häufiger als an härteren auf und werden durch hohe Walztemperatur begünstigt. Cramer zeigt dabei geeignete

Wege zu ihrer Vermeidung, indem er auf die Notwendigkeit einer dauernden Ueberwachung von Führungen und Hunden hinweist und geeignete Werkstoffe für diese vorschlägt.

Ein leicht zu erkennender und zu behebender Fehler ist das Schneiden der Walzen. Es ist ein Abscheren und tritt ein, sobald das Kaliber enger ist als der anzustechende Walzstab; die abgescherten Stahlteile walzen sich dabei in die Oberfläche ein. Man erkennt diesen Fehler, der häufig beim Vorwalzen in Kastenkalibern auftritt, durch das Uebertreten des Walzgutes über die Kaliberränder.

Eine abgeschwächte Form des Schneidens ist das sogenannte Mahlen, ein Vorgang, unter dem der Walzwerker eine zu starke Reibung des Walzgutes an den Kaliberrändern versteht. Bild 11 zeigt eine solche Mahlwirkung der Kaliberränder. Im allgemeinen führt das Mahlen nur bei empfindlichen Stählen zu Oberflächenfehlern; es kann jedoch selbst bei Flußstahl, wenn dieser z. B. zu Nieten-Rundstahl abgewalzt wird, zu Fehlern Anlaß geben.

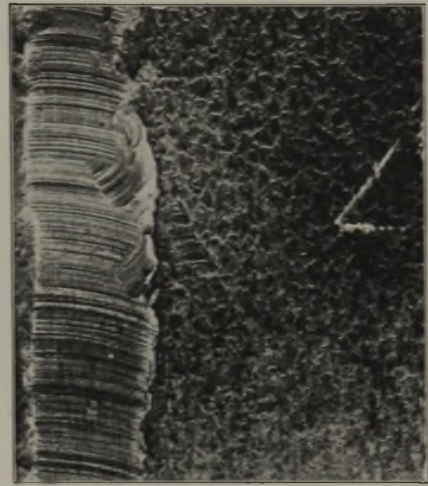


Bild 11. Mahlwirkung an einem Knüppel.

Auf Flußstahlwalzwerken wird an den Vorstraßen noch mit mehr oder weniger scharfen Hauen gearbeitet, eine Tatsache, die vielen Werkstoffleuten von Flußstahlwerken bedenklich erscheint, ohne daß eine ausreichende Begründung zu dieser Besorgnis gegeben ist. Kommen die auf dem Walzgut erhabenen auftretenden Hauen nach dem Kanten im nächsten Kaliber allerdings zum Mahlen, so können feine Anrisse in ganz bestimmten Abständen auf dem Fertiggrund die Folge sein. Aufgeschweißte Hauen bieten in dieser Hinsicht manchen Vorteil.

Schließlich seien noch die sogenannten Kaliberfaltungsrisse und Druckfaltungsrisse erwähnt, wie sie Cramer<sup>9)</sup> in seinem lehrreichen Aufsatz behandelt. Nach ihm bewirkt hohe Walzgeschwindigkeit ein rasches Rauwerden der Kaliber durch kleine Aufschweißungen. Die Aufschweißungen rufen auf dem Walzgut Eindrücke hervor, die ihrerseits durch den Rutsch zwischen Walze und Stab bei Qualitätsstahl zu feinen Rissen führen. Diese wiederum drücken sich in den nächsten Stichen zusammen, „falten sich“ und führen zu den sogenannten Kaliberfaltungsrissen. Solche Risse treten am Fertigstab sowohl als kurze wie auch als lang durchlaufende auf, da die Aufschweißungen bevorzugt an Kaliberstellen höchsten Druckes haften. Die Tatsache, daß diese mit einer dünnen Oxydschicht ausgekleideten Risse in ihrer Länge unterschiedlich auftreten und derart fein sind, daß sie erst nach schärferem Beizen sichtbar werden, erschwert ihr Auffinden und damit Beseitigen. Die sicherste Bekämpfung ist immer noch eine dauernde Ueberwachung und ein frühzeitiger Wechsel der Kaliber.

<sup>8)</sup> Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 973/84 (Walzw.-Aussch. 103 u. Stahlw.-Aussch. 263).

Die Druckfaltungsrisse hingegen haben ihre Ursache in den entstehenden Rauheiten der frei breitenen Zonen. Erhalten diese rauen Zonen in einem der nächsten Kaliber wieder Druck, so treten Faltungen ein, die Cramer Druckfaltungsrisse nennt. Er bezeichnet sie als den grimmigsten Feind des Edelstahlwalzwerkes, da geringe Temperaturänderung, schräges Laufen oder ein Schlagen des Stabes Faltungen hervorrufen können, die auf dem nächsten Stab bereits wieder fehlen. Zu ihrer Behebung oder Herabminderung werden von Cramer eine Anzahl vorteilhafter Kalibrierungen vorgeschlagen. Bild 12 zeigt solche Druckfaltungsrisse.

× 100



Bild 12. Druckfaltungsrisse nach dem Stauchen einer frei gebreiteten Zone.

#### Fehlerbeurteilung.

Am Schluß sei noch der Schwierigkeiten gedacht, die sich dem Werkstoffachmann bei der Aufgabe, die Ursache eines Oberflächenfehlers zu klären, in den Weg stellen. Cramer<sup>6)</sup> weist mit einem gewissen Recht darauf hin, daß in einer Anzahl von Fällen der Nachweis überhaupt in Frage gestellt bleibt. Er legt ausführlich dar, wie weder die Länge des Risses noch ein im Riß auftretender Oxydeinschluß, weder eine entkohlte Umgebung des Risses noch das Nichtansprechen der Primärätzung und ein Abweichen des Risses von der radialen Richtung zum Schluß auf einen Walzfehler berechtigen. Nach ihm kann nur die Primärätzung Aufklärung geben, und zwar auch nur dann, wenn sie durch gestörten Faserverlauf eine Ueberwalzung und durch Phosphorseigerungen eine Gasblase anzeigt. In der Tat ist die Klärung der Frage Gasblase oder Ueberwalzung oft schwierig. Es besteht für den Werkstoffachmann aber keine Veranlassung, vor der Frage die Segel zu streichen. Freilich ist keine Schematisierung des Untersuchungsganges möglich. Makro- und mikroskopische, wie überhaupt Laboratoriumsuntersuchungen sind für den Betriebs-Werkstoffachmann lediglich Hilfsmittel, die sein Arbeitsgebiet aber keineswegs erschöpfen. Geht er an die Lösung der Frage nicht nur mit den ihm zur Verfügung stehenden Laboratoriumsmitteln, sondern auch mit Betriebsumsicht und praktischen Erfahrungen heran, so ist das Bild meist ganz anders. So ist es zwecklos, einen kurzen, mit Rissen behafteten Knüppelabschnitt durch Schlibfbilder zu untersuchen, wenn durch

Beizen des Knüppels selbst das vereinzelt Auftreten von je nach Streckung mehrere Zentimeter langen Rissen mit Sicherheit auf Blasen oder Poren hindeutet. Oft lassen sich auch wertvolle Aufschlüsse erzielen, wenn scharf gebeizte Walzstäbe, in bezug auf Lage der Risse zur Teilung der Stiche, untersucht werden; nicht selten treten auch durch Walzfehler bedingte Risse über die gesamte Walzlänge betrachtet periodisch wiederkehrend auf, oder sie liegen an zwei gegenüberliegenden Seiten, d. h. um 180° gegeneinander versetzt.

Eine weitere, nicht selten aufschlußreiche Prüfung auf Fehlerursachen ist die Probenahme von einzelnen Kaliberstichen; sie gibt Gelegenheit, die Entstehung des Fehlers in den einzelnen Stichen zu verfolgen. Wird nun aber die Primärätzung als Hilfsmittel herangezogen, so sollte diese nicht nur mit bloßem Auge, sondern auch unter geringer Vergrößerung betrachtet werden; ein gestörter Faserverlauf wird so leichter aufgedeckt, da die Ätzung nach Oberhofer auch auf die feinste Kristallseigerung anspricht. Sind umgekehrt Schlackeneinschlüsse durch Kerbwirkung in Nähe der Oberfläche die Rißursache, so müssen dies durchaus nicht immer Oxyde, die man als Walzzunder ansprechen könnte, sein. Es gilt dann, die Art des Schlackeneinschlusses zu prüfen. Führen diese geschilderten Untersuchungsmaßnahmen nicht zum Ziel, und sind die auftretenden Fehler andererseits schwerwiegend oder kehren häufig wieder, so steht immer noch der Weg für Betriebsuntersuchungen in Gestalt einzelner Versuchsreihen offen. Es sei hier an das Beispiel des Einflusses einer Mahlwerkung von Hauen auf die Güte von Stauchproben für Nietenstahl erinnert. Zur Klarstellung wurden bei üblicher Walzung eine Anzahl Knüppel mit durchgesetzt, an denen die erhabenen Stellen der Hauen durch Bearbeitung entfernt waren; die feinen Risse und Rauheiten der Stauchprobe blieben an diesem aus. Schließlich sei in diesem Zusammenhange noch auf die Möglichkeit oft wertvoller Großzahlforschungen hingewiesen, die im vorliegenden Falle schmelzungsweise und walzungsweise anzusetzen wären.

Die geschilderten Beispiele der Fehleruntersuchungsmöglichkeiten erheben keinen Anspruch auf Vollständigkeit; es galt vielmehr, zu zeigen, wie durch zweckmäßige, den jeweiligen Verhältnissen angepaßte Untersuchungen die Ursache eines Fehlers doch ermittelt werden kann.

#### Zusammenfassung.

Die Ausführungen bezweckten, die Oberflächenfehler zusammenfassend zu behandeln und die dabei im Stahlwerk und Walzwerk auftauchenden Mannigfaltigkeiten, Schwierigkeiten und Einflußgrößen darzulegen. Vergleicht man Stahl- und Walzwerk als erzeugende Betriebe mit den weiterverarbeitenden Betrieben, so zeichnet sich ein Bild auf, nach dem gerade unsere Betriebe weniger mit mathematischer Genauigkeit als mit technischem Feingefühl ihre Erzeugnisse herzustellen gezwungen sind. Für den Stahlwerker und Walzwerker ergibt sich daraus die Pflicht dauernder Ueberwachung des Betriebes und Erziehung der Belegschaft. Müßige Erörterungen über Fehlermöglichkeiten des anderen Betriebes, anstatt die Fehlerquelle zuerst im eigenen Betrieb zu suchen, sind Zeit- und Kapitalvergeudung. Frühzeitige Verständigung der einzelnen Stellen durch das Stahlwerk, richtige Zusammenarbeit und planmäßige, den jeweiligen Betriebsverhältnissen Rechnung tragende Untersuchungen weisen den Weg zu einer Ueberwindung der Schwierigkeiten.



## Oertliche Martensitbildung an Schienenlaufläichen.

Von Branko Božić in Zenica (Südslowien).

(Abschuppungen an der Laufläiche von Eisenbahnschienen nach kurzer Betriebszeit als Folge von Martensitbildung durch starke örtliche Erwärmung beim Bremsen des Fahrzeuges.)

Das Auftreten von Martensit in gezogenem Stahldraht durch starke Reibung ist bekannt<sup>1)</sup>. Daß die gleiche Erscheinung unter besonderen Umständen auch an Schienenlaufläichen auftreten kann, ist Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

In einem südslowischen Stahlwerk gewalzte Eisenbahnschienen von 22 kg/m und rd. 15 m Länge waren auf einer Strecke in der Herzegowina verlegt worden. Bereits nach nicht einem Jahre Betriebszeit wurde von der

Steg und Fuß sind ein Beweis für die Gleichmäßigkeit des Stahles und lassen keinen Zusammenhang mit den Fehlererscheinungen erkennen. Die Festigkeitsuntersuchungen erstreckten sich auf Zugversuche mit Proben aus Kopf und Fuß, auf Kerbschlagprüfungen und auf Abnutzungsversuche; sie ließen aber nichts Besonderes erkennen.

Zur makroskopischen Gefügeuntersuchung wurden von den Schienenquerschnitten Baumann-Abdrücke vorgenommen. Aus dem Fehlen von Phosphor- und Schwefel-

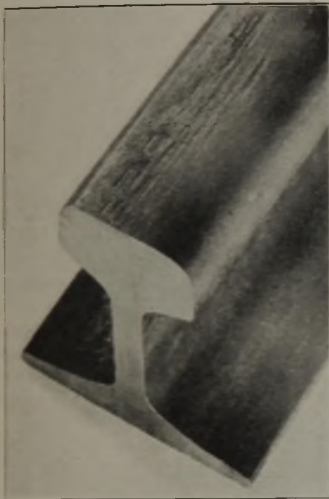


Bild 1.

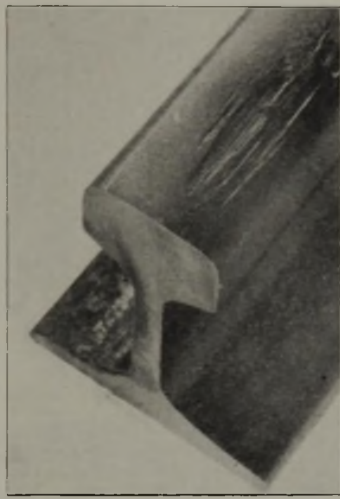


Bild 2.

Bild 1 und 2. Abschuppungen an der Laufläiche von Schienen.

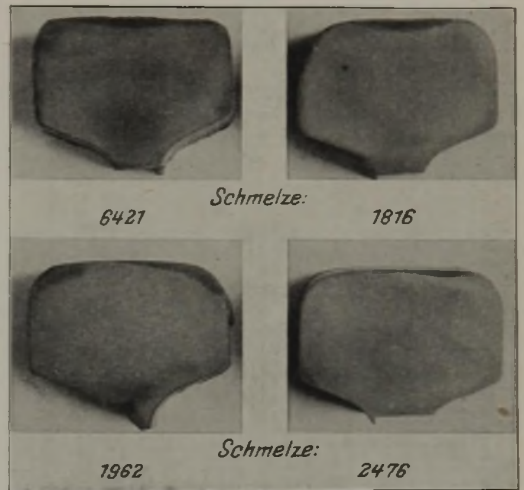
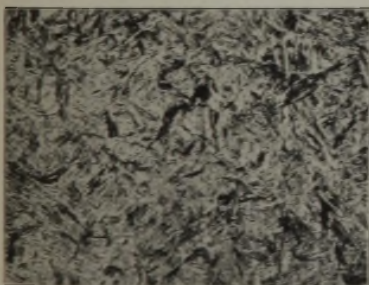
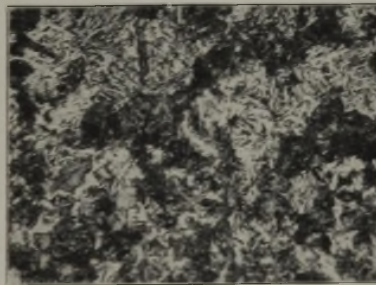
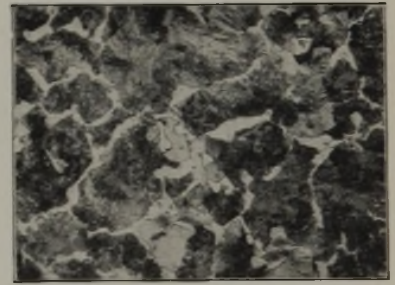


Bild 3. Querschnitt durch Schienenköpfe mit schalenförmigen Schichten an der Laufläiche. (Geätzt mit einprozentiger Salpetersäure.)

Bild 4. Martensit (rd.  $\times 400$ ).Bild 5. Martensitflecken (rd.  $\times 220$ ).Bild 6. Übliches Gefüge (rd.  $\times 220$ ).

Bilder 4 bis 6. Feingefüge im Querschnitt der untersuchten Schienen. (Geätzt mit einprozentiger Salpetersäure.)

Bahnverwaltung die Güte des Schienenwerkstoffes bemängelt und zum Beweis vier ausgebaute Schienen eingesandt, deren Laufläichen in unregelmäßigen Abständen eingetretene oder beginnende Abschuppungen zeigten (Bilder 1 und 2).

Die vier ausgebauten Schienen stammten von vier verschiedenen Siemens-Martin-Stahlschmelzen. Die chemische Untersuchung wurde mit Probenwerkstoff vom ganzen Schienenquerschnitt, sowie vom Kopf, Steg und Fuß gesondert vorgenommen (Zahlentafel 1). Die geringen Unterschiede in der Zusammensetzung des Werkstoffes aus Kopf,

seigerungen konnte auf eine gute Gleichmäßigkeit des Schienenwerkstoffes geschlossen werden. Nach Aetzung mit Salpetersäure zeigten die Proben aus dem Kopfe schalenförmige Schichten, die sich von der übrigen Masse scharf abgrenzten (Bild 3) und entweder das bekannte Martensitgefüge (Bild 4) oder ein Gefüge mit weißen Martensitflecken (Bild 5) hatten. Das Gefüge im übrigen Schienenquerschnitt gibt Bild 6 wieder.

Der bedeutend härtere Martensit, der sich auf der Laufläiche durch sein glänzendes Aussehen zu erkennen gab, splittert durch seine Sprödigkeit unter dem Einfluß des Raddruckes von der weicheren Unterlage der Grundmasse immer mehr ab, wodurch die Schienen ihr abgenutztes Aussehen erhielten. Der Martensit konnte nur durch schnelle Abkühlung nach vorausgegangener starker örtlicher Er-

<sup>1)</sup> Atkins, E. A.: J. Iron Steel Inst. 115 (1927) S. 443/82; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1459/60. Pomp, A.: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 16 (1934) S. 15/19; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 297. Püngel, W.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 373/74.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der ausgebauten Schienen über den Querschnitt.

Schmelze	Legierungselement	Gesamtquerschnitt	Kopf	Steg	Fuß
6421	% C	0,46	0,46	0,46	0,47
	% Si	0,23	0,22	0,23	0,24
	% Mn	0,77	0,78	0,77	0,78
	% P	0,059	0,055	0,046	0,054
	% S	0,044	0,046	0,046	0,046
1816	% C	0,46	0,47	0,47	0,46
	% Si	0,23	0,24	0,23	0,22
	% Mn	0,91	0,90	0,91	0,91
	% P	0,055	0,051	0,055	0,058
	% S	0,034	0,038	0,036	0,037
1962	% C	0,58	0,58	0,59	0,58
	% Si	0,18	0,18	0,18	0,18
	% Mn	0,99	0,99	1,00	1,00
	% P	0,043	0,040	0,042	0,044
	% S	0,044	0,045	0,044	0,045
2476	% C	0,67	0,66	0,65	0,67
	% Si	0,26	0,23	0,26	0,23
	% Mn	0,74	0,74	0,74	0,74
	% P	0,039	0,037	0,034	0,038
	% S	0,042	0,045	0,042	0,045

hitzung, wie dies nur durch eine starke Reibungswirkung möglich ist, entstanden sein. Nun rührten die vier Schienen gerade von einer Strecke mit einem starken Gefälle von 2,5 % her, also von einer Strecke, auf der mit plötzlicher und starker Bremswirkung bei der Fahrt zu rechnen ist. Damit sind aber die Bedingungen der örtlichen Erhitzung gegeben, der die schnelle Abkühlung durch den Wärmeentzug durch die Schienenmasse und die Luft folgt, was die Härtung der Grenzschicht im Schienenkopf verursacht.

#### Zusammenfassung.

An Eisenbahnschienen, die nur kurze Zeit an einer Strecke mit großem Gefälle eingebaut waren, wurden an der Lauffläche in unregelmäßigen Abständen Abschuppungen beobachtet, die zu erhöhtem Verschleiß der Schienen führten. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften der Schienen ließen keinen Zusammenhang mit der Fehlererscheinung erkennen. Durch Gefügeuntersuchung wurde geklärt, daß die Abschuppungen auf Martensitbildung an der Schienenlauffläche infolge starker Erwärmung beim Bremsen des Schienenfahrzeuges und nachfolgende rasche Abkühlung zurückzuführen sind.

## Umschau.

### Entwicklung der schweizerischen Eisenindustrie, besonders der Walzwerksanlagen.

In der Schweiz bestehen heute noch zwei Hüttenwerke: die Gesellschaft der Ludw. von Roll'schen Eisenwerke in Gerlafingen (Solothurn), ein Werk mittlerer Größe mit Elektrostahlwerk und mehreren Walzenstraßen, und die A.-G. der von Moos'schen Eisenwerke in Emmenbrücke bei Luzern, die ein Walzwerk mit angeschlossener Zieherei betreiben.

eisen verarbeitet. Später kamen noch Flußstahlabfälle hinzu, nachdem sich die deutsche und französische Flußstahlerzeugung stark ausgedehnt hatte und auf den Schweizer Markt vorgedrungen war. Auch die Schweizer Walzwerke gingen allmählich zum Bezuge von Flußstahlhalbzeug, hauptsächlich aus Lothringen und dem Saargebiet, über. Bis etwa zum Jahre 1900 überwiegt noch das Schweißisen in der Walzwerkserzeugung. Die Höchsterzeugung betrug damals etwa 20 000 t im Jahr. Kurze Zeit

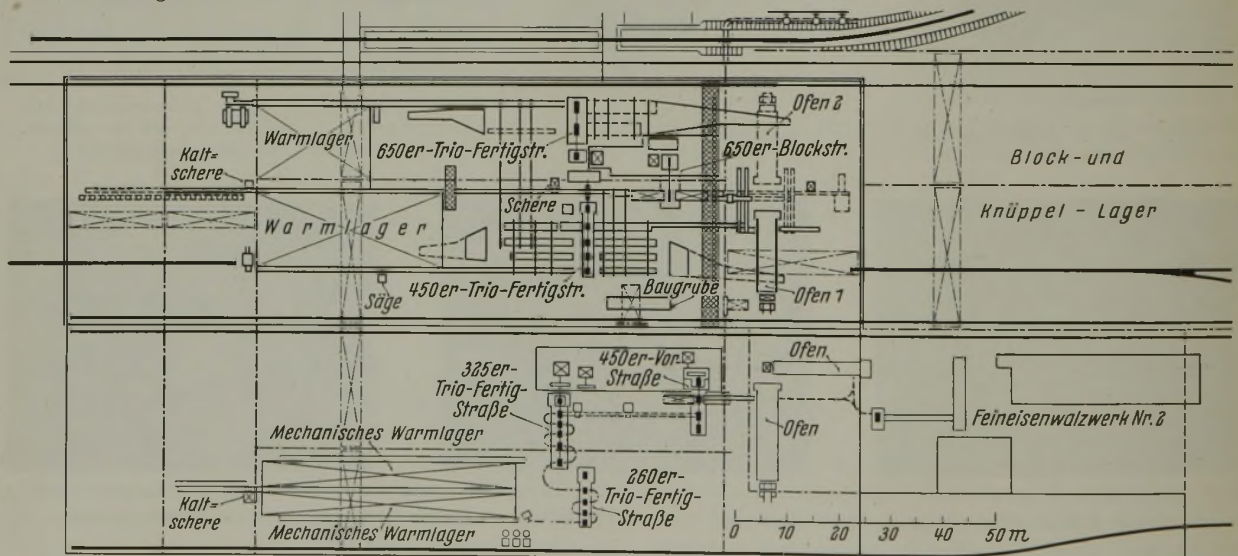


Bild 1. Walzwerksanlage der von Roll'schen Eisenwerke in Gerlafingen.

Die Walzwerkserzeugung in dem im Jahre 1842 eröffneten Werk Gerlafingen hat etwa mit dem Jahre 1836 begonnen. Verarbeitet wurden die Luppen von Frischfeuern. Das Holzkohlenroheisen stammte aus den Hochofen der Gesellschaft in Gänsbrunnen und Klus. Etwa um 1875 hörte das Frischen auf, und es riß damit die Verbindung zwischen den Walzwerken und dem einzigen noch verbliebenen Hochofen der Schweiz in Choindex im Jura ab. Die Roheisenerzeugung, die mit Unterbrechungen bis vor wenigen Jahren aufrechterhalten blieb, wurde von da an im wesentlichen den ausgedehnten Gießereien der Gesellschaft zugeführt. Ein Einfluß der Hochofenerzeugung auf die Entwicklung der Stahl- und Walzwerke ist von da an nicht mehr vorhanden.

Um die verlorene Rohstoffgrundlage für das Werk Gerlafingen zu ersetzen, wurde um 1870 herum das Paketierschweißverfahren eingeführt. Es wurden eigene Abfälle und gekaufter Schrott, hauptsächlich Schweißeisenschrott, auch schwedisches Luppen-

später hörte zunächst die Blecherzeugung aus Paketeisen auf. Der Bezug von Flußstahlhalbzeug, hauptsächlich für Draht, Betonstahl und Sonderprofile, nahm ständig zu. Bei Ausbruch des Krieges im Jahre 1914 war die Verarbeitung von eingeführtem Halbzeug bereits etwa dreimal so groß wie die von Paketeisen. Während der Kriegsjahre reifte wegen der Beschaffungsschwierigkeiten für Rohstoffe der Plan, in Gerlafingen ein Siemens-Martin- und Elektrostahlwerk zu errichten. Schrott stand genügend zur Verfügung. Die Schweiz führt bis zu 50 000 t jährlich aus, hauptsächlich nach Italien. Bis Kriegsende kamen jedoch nur ein 20-t-Siemens-Martin-Ofen und ein 5-t-Elektroofen in Betrieb.

In dem Jahrzehnt nach dem Kriege verlief die Entwicklung im wesentlichen so, daß sich die Erzeugung nur im Rahmen des für die schweizerische Eisenindustrie vorgesehenen Zollschatzes weiter entwickeln konnte. Einen nennenswerten Zollschatz genießen:

Rundstahl bis 75 mm Dmr. aufwärts, 40 Fr/t, Flach- und Quadratstahl unter 36 cm<sup>2</sup> Querschnitt, 35 Fr/t, Formstahl von weniger als 60 mm größter Schenkelbreite, 40 Fr/t, Schwarzbleche in Handelsgüte von weniger als 3 mm Dicke, 30 Fr/t.

Im Jahre 1931 wurde auf Drängen der schweizerischen Maschinenindustrie der Zollschutz für Rundstahl von 40 bis 75 mm Dmr. von 40 auf 20 Fr/t ermäßigt. Halbzeug ist zollfrei. Die übrigen Walzsorten sind nur mit geringen Abgaben belastet, die nicht als Zollschutz angesprochen werden können.

Die von Moos'schen Eisenwerke mit ihrer geringen Walzwerksleistungsfähigkeit, die kaum je stärker als mit 20 000 t jährlich ausgenutzt worden ist, haben sich infolge dieser Verhältnisse zu einem reinen Walzwerk entwickelt, das eingeführtes

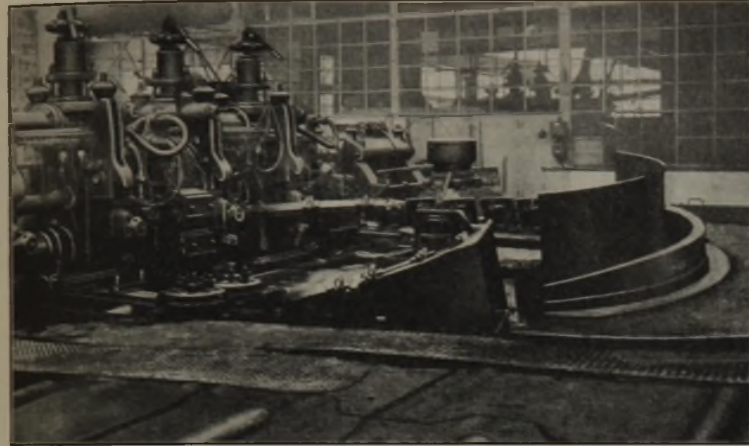


Bild 2. Bandumführungen der 450er Straße.

Halbzeug verarbeitet. Hergestellt werden hauptsächlich Draht und Feineisen. Ein großer Teil dieser Erzeugnisse wird in der eigenen Zieherei weiterverarbeitet.

Die von Rollschen Eisenwerke mit ihrer wesentlich höheren Walzwerksleistung von rd. 50 000 t jährlich wünschten sich wenigstens teilweise vom Halbzeugbezug unabhängig zu halten und hielten die Schweißstahlerzeugung in Höhe von einigen tausend Tonnen jährlich für ihre eigene Schrauben- und Hufeisenfabrik noch eine Anzahl von Jahren aufrecht. Inzwischen wurde versucht, den Elektrostahlbetrieb weiter zu entwickeln. Dem standen jedoch die hohen Verarbeitungskosten in den veralteten Walzwerken entgegen. Es wurde deshalb im Jahre 1930 der Entschluß gefaßt, die Walzwerke vollständig zu erneuern.

Bild 1 zeigt den geplanten Ausbau, von dem der erste Teil, bestehend aus einer 650er Trio-Blockstraße, einer 650er und einer 450er Trio-Fertigstraße, im Jahre 1934 in Betrieb kam. Die Anlage wurde von den Firmen Sack, Demag und Schloemann zu etwa gleichen Teilen erbaut. Hallen und Krane lieferten die von Rollschen Eisenwerke selbst.

Die Ofen sind generatorgasgefeuerte Stoßöfen mit zweireihiger Beschickung, Unterbeheizung und Stahlrekuperatoren. Beschickt wird mit dem Magnetkran. Der Blockdrücker hat zwei einzeln verfahrbare Stöbel und aus Raumgründen statt starrer Zahnstangen um 90° abknickbare Gliederketten, Bauart Sack. Bei der Gaserzeugeranlage, die mit Saarnußkohle beschickt wird, wird statt mit Dampfzusatz mit Windbefeuchtung gearbeitet. Der vorgewärmte Wind wird einem gesonderten Teil des Luftrekuperators entnommen und einem Satz übereinanderliegender Zerstäuberdüsen zugeführt.

Die 650er Blockstraße ist als Dreiwalzengerüst in der heute üblichen Bauart ausgeführt, d. h. mit elektrisch anstellbarer Oberwalze und mit dem Hub der Wippen auf- und niedergehender Mittelwalze. Die Einbaustücke der Mittelwalze legen sich jeweils gegen die Einbaustücke der Ober- oder Unterwalze. Die Wippenrollen haben Kegelradantrieb. Die Verlängerungsrollgänge sind als Elektrorollen ausgebildet. Vor der Straße befinden sich Verschiebelineale mit Hakenkantern. Auf der rückwärtigen Seite sind Führungsleisten angebracht. Zwischen Ofen und Straße befindet sich in den Zufuhrrollgang eingebaut eine Drehscheibe mit mittelbar angetriebenen Rollen. Die Preßfettpumpe steht auf der begehbaren Bühne auf dem Gerüst. Die Weißmetallager werden mittelbar gekühlt.

Das Gerüst dient zur Herstellung von Knüppeln bis 75 mm □, ferner als Vorgerüst für die 650er und die 450er Fertigstraße. Verarbeitet werden vorgewalztes Halbzeug und Rohblöcke von 190 bis 1000 kg Gewicht. Größter Blockquerschnitt 320 mm □. Die im Abstand von 23 m aufgestellte Warmschere schneidet

165 mm □. Für die Bedienung des Gerüsts sind nur zwei Mann erforderlich.

Die zwei 650er Fertiggerüste sind für den späteren Einbau von Wechselrahmen vorgesehen. Die viergerüstige 450er Straße hat Wechselgerüste. Zwei Wechselgerüste und ein Bandstahl-Poliergerüst stehen als ständiger Ersatz zur Verfügung. Vorgebaut wird in einer Baugrube mit Hilfe eines raschen Konsolkranes. Der 25-t-Hauptkran besorgt den Austausch der Gerüste. Die Ständer sind Kappenständer mit unterer Spindelanstellung, die Lager aus Kunststoff. Ein Gerüstwechsel vom Stillsetzen bis zum Wiederanfahren der Strecke dauert knapp 20 min.

Die Straße ist umbaubar zu einer Bandstraße für Bänder bis 350 mm Breite. Die neuartigen Bandumführungen von Gerüst zu Gerüst sind aus Bild 2 ersichtlich. Vor dem zweiten Gerüst befindet sich ein unter Flur eingebautes Senkrechtauchgerüst mit fliegend aufgesetzten Stauchrollen.

Die Abfuhr des fertigen Walzzeugs erfolgt auf Elektrorollgängen zu den Schlepperkühlbetten, die zu einer gemeinsamen 500-t-Kaltschere mit Verladerrollgang, verfahrbarem Vorstoß, Abwurfvorrichtung und Verladetaschen führen. Das Kühlbett der 450er Straße ist teilweise als Exzenterbett ausgeführt worden, um einen sicheren Werkstofffluß auf dem Bett zu erzielen. Neben dem Abfuhrrollgang der 450er Straße befindet sich noch eine Schuppenrinne mit drei Treibgeräten zur Abbeförderung von Bandstahl. In der Verlängerung der Rinne stehen eine Schere und ein waagerechter Bandhaspel. In den Abfuhrrollgängen der beiden Straßen ist je eine Warmsäge eingebaut. Die Zurichterei besteht aus zwei Querhallen von je 18 m Breite, die nach dem Versandlager zu verlängert werden können.

Die beiden Hauptmotoren sind für folgende Verhältnisse gebaut:

	Blockstraße	Fertigstraße
Dauerleistung . . . . .	885 kW	885 bis 1100 kW
Stoßweise überlastbar . . . . .	100 %	100 %
		bei Vollast
Drehzahlregelung . . . . .	600 bis 1200 U/min	340 bis 850 U/min
	1:2	1:2,5

Die beiden Hauptmotoren und der Motor für das Senkrechtauchgerüst von 110 kW sind Gleichstrom-Nebenschlußmotoren. Als Gleichstromquelle dienen zwei Gleichrichter von je 1200 kW 600 V, die mit zu den Erstaufführungen für Walzwerke gehören. Sie arbeiten zur besten Zufriedenheit.

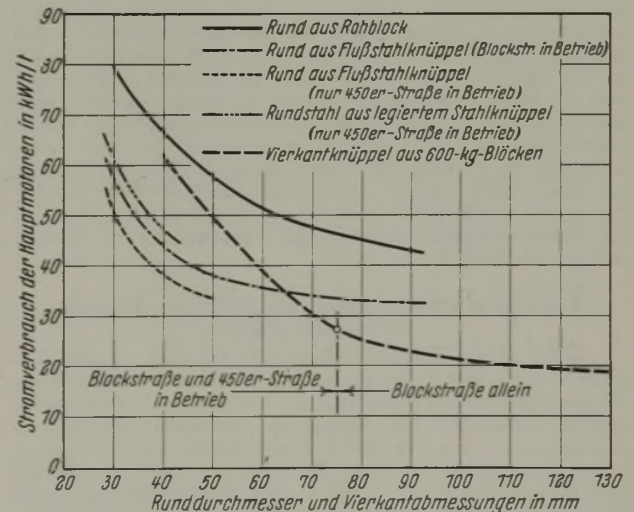


Bild 3. Kraftverbrauch für Rundstahl und Vierkantknüppel aus 600-kg-Blöcken.

Die Uebersetzung von Motordrehzahlen auf Walzendrehzahlen erfolgt durch Zahnradgetriebe. Bei der Blockstraße sind die zum Ausgleich der Belastungsspitzen notwendigen Schwungräder auf der schnelllaufenden Welle beidseitig des Ritzels angebracht, bei der Fertigstraße dagegen zwischen Motor und Zahnradgetriebe. Beide Maschinenanlagen sind gegen Stöße von der Straße her durch elastische Kupplungen gesichert. Zum raschen Stillsetzen der 450er Straße beim Umrichten und bei Störungen dient eine zwischen Schwungrad und Zahnradgetriebe eingebaute elektromagnetische Reibungskupplung, Bauart Klus. Der Gleichstromverbrauch hierfür beträgt nur rd. 5,2 A zum Einrücken und 4,2 A in eingerücktem Zustande, bei 80 bis 100 V Spannung.

Die Schaltung der Motorenanlage ist so eingerichtet, daß die Drehrichtung des Motors der beiden Fertigstraßen auch umgeschaltet werden kann. Der Stromverbrauch der Hauptantriebe ist verhältnismäßig gering, wie aus Bild 3 hervorgeht. Die Arbeits- und Transportrollgänge, mit Ausnahme der Wippenrollen an der Blockstraße, sind als Elektrorollgänge ausgebildet. Um Erfahrungen für spätere Neubauten sammeln zu können, wurden Elektrorollen von Sack mit Periodenumformer, Demag-Elektrorollen mit Zwischengetriebe und Schloemann-Elektrorollen eingebaut. Die gesamte Belegschaft des Walzwerks einschließlich Ofen, Maschinenhaus und Kaltschere beträgt 27 Mann.

Außer diesem Walzwerksneubau wurden zwei vorhandene Feinstraßen, eine fünfgerüstige 325er und eine sechsgerüstige 260er Fertigstraße umgebaut. Mit den ebenfalls verbesserten Feinstraßen bei von Moos zusammen beläuft sich die Leistungsfähigkeit der Schweizer Walzwerke zur Zeit auf rd. 100 000 t Stabstahl jährlich.

Der Bau der Blockstraße bei von Roll hatte eine Belegung des Elektrostahlwerks zur Folge. Die Zahl der Elektroöfen beläuft sich zur Zeit auf drei 5-t-Öfen. Die Walzwerkserzeugung aus Elektrostahl macht heute rd. 20 % der gesamten Stabstahlerzeugung aus. In den letzten Jahren ist das Werk in größerem Umfang zur Lieferung von gewalztem und geschmiedetem Halbzeug für die Schweizer Waffenindustrie herangezogen worden.

Mit der Wiedereindeckung der Fricktaler Erze im Aargau sind nun wieder Pläne aufgetaucht, diese Erze in der Schweiz selbst zu verhütten und ein Hochofenwerk möglichst mit angeschlossener Weiterverarbeitung in Stahl- und Walzwerken zu errichten.

Der letzte schweizerische Hochofen in Choindex wurde mit den Bohnerzen des Delsberger Beckens betrieben. Diese Erze kommen nicht in zusammenhängenden Lagern, sondern in linsenförmigen Ablagerungen vor. Die Vorkommen sind zwar nicht vollkommen erschöpft — geschätzter Vorrat 4 000 000 t mit 42 % Fe in gewaschenem Zustande —, werden aber wegen der hohen Ausbeutungskosten als nicht mehr abbauwürdig bezeichnet. Ueber die übrigen Schweizer Eisenerzlager und die dafür in Frage kommenden Verhüttungsverfahren hat R. Durrer an dieser Stelle berichtet<sup>1)</sup>.

Zusammenfassend kann über die Aussichten der Schweizer Eisenindustrie gesagt werden, daß das kleine Schweizer Wirtschaftsgebilde ein wohlhabendes Ganzes darstellt, in welchem Veränderungen in einem Industriezweig Rückwirkungen auf die übrige Wirtschaft ausüben müssen. Eine auf nicht rein wirtschaftlicher Grundlage vergrößerte Eisenindustrie würde durch Verteuerung der Rohstoffe die weitentwickelte Bau- und Maschinenindustrie in Mitleidenschaft ziehen. Vom technischen und wirtschaftlichen Standpunkt aus ist deshalb eher anzunehmen, daß sich eine Ausdehnung der Eisenindustrie in der Schweiz zunächst in der Richtung entwickeln würde, daß der Schrottüberschuß von rd. 50 000 t jährlich im eigenen Lande aufgearbeitet wird und daraus Aufpreisergebnisse hergestellt werden. Vom kriegswirtschaftlichen Standpunkt aus ist zu sagen, daß eine Unabhängigkeit in der Eisenwirtschaft auch bei Verwertung der Erze im Inland nicht erreicht werden kann, da Koks fehlt und die Verarbeitung einer größeren Menge von selbsterzeugtem Roheisen zu Walzserzeugnissen eine wesentliche Verstärkung der Kohleneinfuhr zur Folge haben müßte. Fritz Anke.

**Temperaturmessungen an Siemens-Martin-Ofenschmelzen.**

Ueber neuere Temperaturmessungen an einer Anzahl basischer Siemens-Martin-Ofenschmelzen mit einem wassergekühlten Wolfram-Molybdän-Thermoelement berichten S. Fornander und T. Omberg<sup>2)</sup>. Das Schutzrohr bestand aus Pythagorasmasse; jedoch war die Beobachtung besonderer Maßnahmen erforderlich, denn der Verwendungsbereich dieses Werkstoffes geht im allgemeinen nur bis 1650°. Die Erweichungstemperatur liegt bei 1700°, der Schmelzpunkt bei 1815°. Bis etwa 1580° ist das Rohr hochvakuumdicht. Bei längeren Messungen ist die Verwendung von Silit als Außenrohr oder Quarz als Innenrohr erforderlich. Pythagorasmasse ist frei von Rekristallisationserscheinungen und beständig gegen Temperaturwechsel, Flugstaub, Stichflammen und Gase; außerdem ist der Werkstoff mechanisch fest. Als Schutz gegen den Angriff von Schlacke und Stahl wurde auf das Schutzrohr noch lehmhaltiger Graphit aufgetragen. Bild 1 zeigt die Meßeinrichtung, die im großen und ganzen der von G. Leiber<sup>3)</sup> beschriebenen gleicht. Zur raschen Auswechslung etwa beschä-

Zahlentafel 1.  
Temperaturmeßergebnisse von Stahlschmelzen.

Schmelze Nr.	Zeit nach dem Einschmelzen min	Kohlenstoffgehalt %	Abgelesene wahre Temperatur °C	Temperaturanstieg	
				°C	°/min
1	7	1,30	1521	100	1,10
	98	0,17	1621		
2	3	1,56	1464	196	1,55
	130	0,29	1660		
3	30	1,02	1495	103	1,66
	92	0,18	1598		
4	11	1,01	1522	111	1,59
	81	0,16	1633		
5	30	1,47	1495	137	1,37
	130	0,14	1632		
6	46	0,70	1509	49	0,96
	97	0,18	1558		
7	4	0,46	1507	133	2,77
	52	0,15	1640		

digter Elemente dient, wie bei G. Leiber, ein Kontaktkörper in Stöpselform. Temperaturgleichheit wurde in 2 1/2 bis 3 min nach dem Eintauchen in die Stahlschmelze, etwa 200 bis 250 mm unter dem Schlackenbad, erreicht. Die Thermokraft blieb etwa 15 s lang gleich. Die Haltbarkeit des Elementes wird mit etwa sechs Schmelzen angegeben. Die Kosten für eine derartige Meßeinrichtung sollen etwa 3,90 Kr betragen.

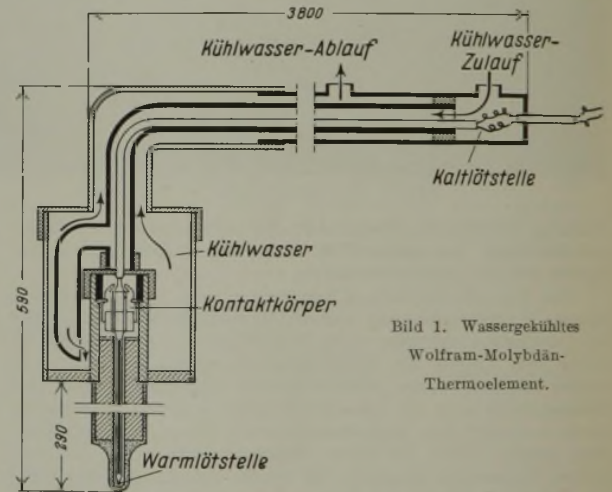


Bild 1. Wassergekühltes Wolfram-Molybdän-Thermoelement.

Die Untersuchungen erfolgten an Stahlschmelzen gleicher Güte mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,12 und 0,18 % aus einem mit Steinkohlengeneratorgas beheizten basischen 12-t-Ofen mit Silikazustellung. Das Meßergebnis ist in der Zahlentafel 1 zusammengestellt mit den kurz nach dem Einschmelzen und unmittelbar vor dem Abstich im Ofen gemessenen Stahlbadtemperaturen.

In Bild 2 ist von sieben untersuchten Schmelzen der Anstieg der Badtemperatur vom Einschmelzen bis kurz vor dem Abstich schaubildlich dargestellt.

Bild 3 zeigt den Schmelzverlauf, als Abhängigkeit der Stahltemperatur vom Kohlenstoffgehalt der Schmelzen dargestellt. Die Temperaturen unmittelbar vor dem Abstich liegen — vergleicht man sie mit den auf deutschen Stahlwerken durchgeführten Temperaturmessungen<sup>4)</sup> — verhältnismäßig niedrig, da für Schmelzen zwischen 0,10 und 0,20 % C im allgemeinen mit etwa 1700° um 40 bis 60° höhere Abstichtemperaturen festgestellt wurden.

Obwohl die Messungen mit Sorgfalt durchgeführt worden waren, stimmten die Stahltemperaturen, wie Fornander und Omberg angeben, nicht mit den Schätzungen der Schmelzen überein. Auch zeigte sich kein Zusammenhang zwischen der Abstichtemperatur und dem Verhalten des Stahles beim Vergießen in der Kokille. Diese Feststellung ist nicht ohne weiteres verständlich, da sich gezeigt hat, daß gerade erst die Ermittlung der wahren Temperatur wertvolle Rückschlüsse auf das Verhalten der Schmelzen gestattet<sup>4)</sup>. Möglicherweise ist die Temperaturableitung und -abkühlung durch das dicke Schutzrohr und die aufgestrichene Graphit-Lehm-Schicht doch so stark gewesen, daß teilweise wesentlich zu niedrige Temperaturen gemessen wurden. Uebrigens zeigen auch die mit einem „Pyropto“ ge-

<sup>4)</sup> Guthmann, K.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1245/48 u. 1269/79 (Wärmestelle 250 u. Stahlw.-Aussch. 333).

<sup>1)</sup> Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1105/06.

<sup>2)</sup> Jernkont. Ann. 123 (1939) S. 527/44.

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 63/66 (Stahlw.-Aussch. 328).

gemessenen Gießtemperaturen diese nicht zu erklärenden Abweichungen. Allerdings ist hierzu zu bemerken, daß Schmelzen, die nach der Beurteilung mit dem Auge und in Übereinstimmung mit der wahren Temperatur als zu heiß befunden wurden und „wie Wasser liefen“, nach den Pyropto-Messungen als „normal“ oder sogar als „kalt“ abgestochen wurden und umgekehrt<sup>4)</sup>.

Badtemperatur vor dem Abstich der Schmelze Nr:

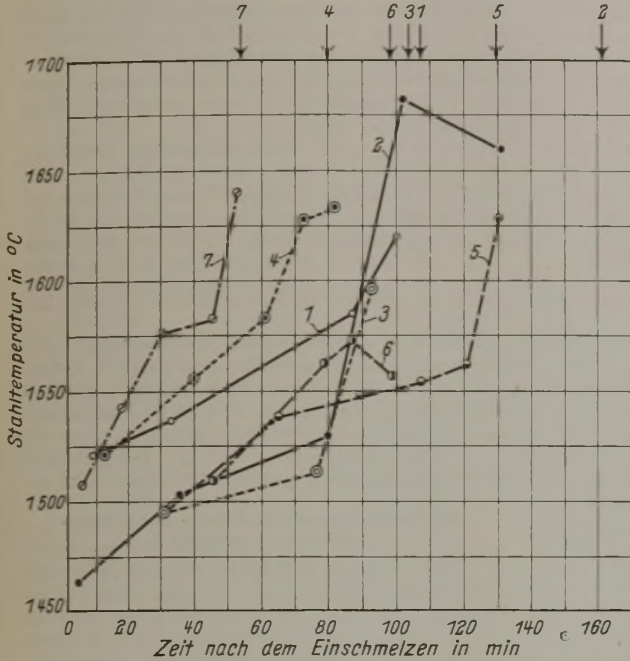


Bild 2. Badtemperaturen der untersuchten Schmelzen.

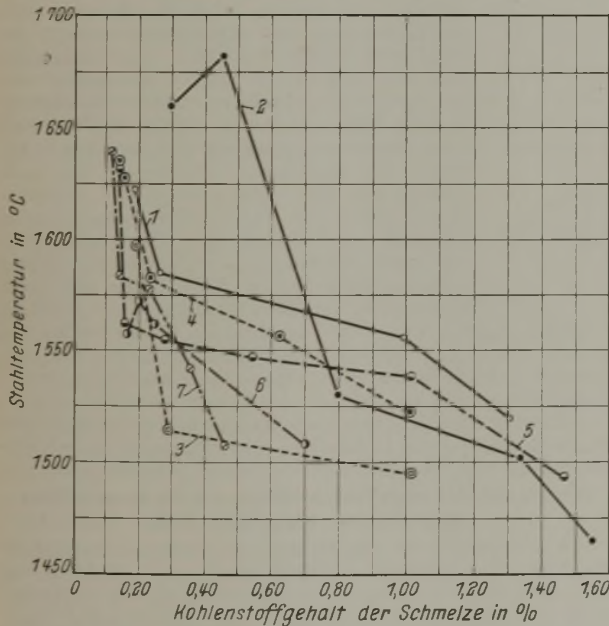


Bild 3. Badtemperatur der untersuchten Schmelzen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

Der Bericht beweist, daß die Durchführung einiger weniger Messungen der wahren Temperatur nicht genügt und nicht geeignet ist, Klarheit über metallurgische Zusammenhänge zu bringen oder gar Folgerungen aus den gemessenen Temperaturen zu ziehen. Die Schwierigkeiten der Thermolementmessung im Stahlwerksbetrieb verbieten von vornherein, wie sich immer wieder gezeigt hat, umfangreiche Zahlenangaben über Abstich- und Gießtemperatur zu sammeln, wie es nur mit optischen Verfahren (Farbpyrometer) möglich ist.

Kurt Guthmann.

**Wärmeübergang bei Strömung von Gas durch ein Bett von festen Körpern.**

O. A. Saunders und H. Ford<sup>1)</sup> untersuchten die Wärmeabgabe und -aufnahme sowie den Druckverlust in Schüttungen

<sup>1)</sup> Iron Steel Inst. Vorabdruck. Mai 1940.

von kleinen Kugeln aus Blei, Stahl und Glas. Mit Recht sagen sie, daß die bisher auf diesem wichtigen Gebiet des Wärmeübergangs in Schüttungen gemachten Messungen vollkommen unzureichend sind. Die Messungen wurden an Modellversuchen unter Zuhilfenahme der Ähnlichkeitsbetrachtungen durchgeführt. Die Stahlkugeln hatten die Durchmesser 6,35, 3,2, 1,6 mm, die Bleikugeln den Durchmesser 5,9 und die Glaskugeln 6,0 mm. Die Gefäße zur Aufnahme der Kugeln hatten eine lichte Weite von 50, 100 und 200 mm und eine Höhe von 86, 172 und 344 mm. Der Wasserwert der Gefäße, einschließlich der sehr guten Alfolisolierung, war klein gegen den Wasserwert der Kugeln. Die Zahl der Kugeln im Gefäß lag zwischen 6000 und 40 000. Das Verhältnis  $f$  des Raumes zwischen den Kugeln und dem Gesamtraum war 0,375 bis 0,380. Bei den Versuchen wurde von gleichmäßiger Anfangstemperatur  $t_0$  der Schüttung ausgegangen, also von Zimmertemperatur beim Heizen und Temperatur des heizenden Gases beim Kühlen. Als heizendes Gas diente Luft, die durch elektrische Heizkörper erhitzt wurde. Es ist

$w$  = Geschwindigkeit, bezogen auf den Querschnitt des leeren Behälters und auf Zimmertemperatur von 17° in m/s,  
 $L$  = Längenabmessung in m,  
 $c$  = spezifische Wärme der Volumeneinheit der Füllkörper in kcal/m<sup>3</sup>°,  
 $\lambda$  = Wärmeleitzahl der Füllkörper, bezogen auf 1 s in kcal/ms<sup>0</sup>,  
 $c'$  = spezifische Wärme des Gases in kcal/Nm<sup>3</sup>°,  
 $\tau$  = Zeit in s.

Nach der Ähnlichkeitstheorie hängt die Aufheizung oder Abkühlung der Schüttung nur von den beiden dimensionslosen Kenngrößen  $\frac{w \cdot \tau \cdot c'}{L \cdot c}$  und  $\frac{w \cdot L \cdot c'}{\lambda}$  ab. Im vorliegenden Falle war die zweite Kenngröße zu vernachlässigen, da wegen der Kleinheit der Kugeln die Wärmeleitung im Innern praktisch vollkommen war. Selbst bei den schlechtleitenden Glaskugeln würde die zweite Kenngröße erst bei dem dreifachen Durchmesser anfangen, eine Rolle zu spielen.

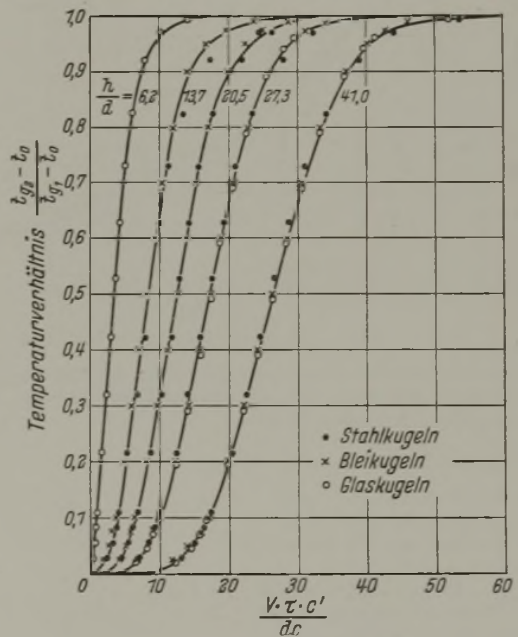


Bild 1. Gesamtergebnis der Messungen über die Wärmeübertragung auf Kugeln in Schüttungen.

Das Hauptergebnis der Versuche ist in Bild 1 dargestellt. Die kennzeichnende Abmessung ist der Durchmesser der Kugeln. Die Blei-, Glas- und Stahlkugeln ergaben bei Auftragung über dem ersten Kennwert alle das gleiche Ergebnis, ein Zeichen für die Gültigkeit der angestellten Ähnlichkeitsbetrachtungen. Der auf der Ordinate aufgetragene Bruch  $\frac{t_{g2} - t_0}{t_{g1} - t_0}$  gibt ein Maß für die

Größe der Wärmeübertragung auf die Kugeln. Ist dieser Bruch 1, so ist alle Wärme, die möglich ist, auf die Kugeln übertragen, und die Kugeln haben die Gastemperatur angenommen. Es ist  $h$  = Höhe der Schüttung in m,  
 $d$  = Durchmesser der Kugeln in m,  
 $t_0$  = gleichmäßige Anfangstemperatur der Kugeln °C,  
 $t_{g1}$  = Eintrittstemperatur des heizenden oder kühlenden Gases °C,  
 $t_{g2}$  = Austrittstemperatur des Gases °C.

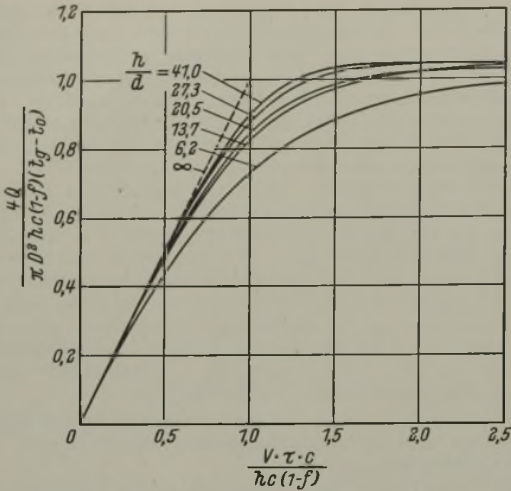


Bild 2. Gesamtwärmeübertragung in der Zeit zwischen 0 und  $\tau$  Sekunden.

In Bild 2 ist die in der Zeit  $\tau$  übertragene Wärme dargestellt. Hierbei ist außer den angegebenen Zeichen  
 D = Durchmesser des Gefäßes in m,  
 Q = insgesamt übertragene Wärme in kcal,  
 f = Verhältnis des freien Raumes zwischen den Kugeln zum Gefäßvolumen.

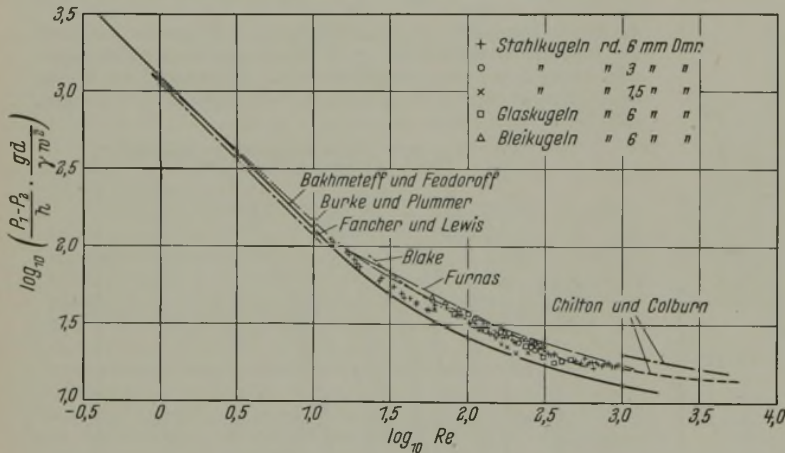


Bild 3. Strömungswiderstand in Schüttungen.

Auch der Druckverlust wurde gemessen. In Bild 3 sind die Meßergebnisse zusammen mit den Ergebnissen früherer Formeln wiedergegeben. In diesem Bilde ist

$$Re = \text{Reynoldssche Zahl} = \frac{w \cdot d \cdot \gamma}{\eta}$$

- w = Geschwindigkeit = m/s,
- $\gamma$  = spezifisches Gewicht  $\text{kg/m}^3$ ,
- d = Durchmesser der Kugeln m,
- $\eta$  = Zähigkeit  $\text{kg/m h}$ ,
- $p_1 - p_2$  = Druckabfall mm WS (=  $\text{kg/m}^2$ ),
- g = Erdbeschleunigung =  $9,81 \text{ m/s}^2$ ,
- h = Höhe der Schüttung m.

Bei diesen Kenngrößen des Druckabfalls ist w offenbar nicht die auf  $17^\circ$  bezogene Geschwindigkeit, sondern die wahre Geschwindigkeit bei Betriebstemperatur im leergedachten Gefäß. Ebenso ist der Wert von  $\gamma$  und  $\eta$  bei Betriebstemperatur einzusetzen.

Es wäre wünschenswert, wenn die hier wiedergegebenen recht wichtigen und mit wissenschaftlicher Genauigkeit durchgeführten Messungen einmal mit Messungen an Schächtofen der Großindustrie verglichen würden. Hierzu gehört allerdings noch eine Uebertragung der Ergebnisse auf Schüttungen mit gegebener Anfangstemperaturverteilung. Alfred Schack.

### Archiv für das Eisenhüttenwesen.

#### Einige Fälle der spanlosen Formgebung.

Anton Eichinger und Werner Lueg<sup>1)</sup> versuchten, die für die breitunglose Kaltverformung notwendigen Grund-

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 47/52 (Walzw.-Aussch. 157).

formeln zusammenzustellen und diese an zwei Beispielen: am Ziehen von Flachstahl und Kaltwalzen von Bandstahl, zu erläutern. Dabei wurde die Annahme gemacht, daß die Vergleichsspannung  $\sigma_g$  nach der Gestaltsänderungshypothese (Huber-Hencky) von der Größe der bildsamen Verformung unabhängig ist (mittlere Formänderungsfestigkeit  $k_f$ ).

Beim Ziehen wurde die Reibung (äußere Verluste) und die infolge der Notwendigkeit einer dem jeweiligen Neigungswinkel entsprechenden Umleitung der Fasern auf der Eintrittsseite sowie am Austritt aus der Ziehöse entstehenden inneren Verluste berücksichtigt. Eine Uebereinstimmung mit der Messung wurde erzielt, wenn die Reibungszahl  $\mu$  bei guter Schmiering gleich 0,05 in die Rechnung gesetzt wurde.

Beim Walzen wurde die Walzenabplattung sowie die elastische Rückfederung des Walzgutes mit berücksichtigt. Diese hat zur Folge, daß sich die engste Stelle im Walzspalt nicht an der Austrittsstelle selbst befindet. Es wurde untersucht, ob an der Stelle von  $\tau_{\max}$  auf der Berührungsfläche ein Gleiten noch möglich ist ( $\tau_{\max} = \mu \cdot q$ ), oder ob schon geringere Reibungskräfte genügen ( $\tau_{\max} = \frac{k_f}{\sqrt{3}}$ ), um die Walzgutoberfläche — unter Bildung einer Randschiebung — festzuhalten (Haftreibung).

Beim Trockenwalzen von Bandstahl wurde eine gute Uebereinstimmung des Walzdruckes Q und der Voreileung v mit Versuchen in einem kleinen Zwölfrollenwalzwerk des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung zu Düsseldorf gefunden, wenn die Reibungszahl  $\mu = 0,2$  angenommen wurde. Demgegenüber dürfte bei guter Schmiering und größeren Walzen  $\mu = 0,1$  betragen.

### Die potentiometrische Nickel- und Kupferbestimmung in Stählen.

Für laufende Schnellbestimmungen von Nickel in verschiedenen Stählen, auch Chromstählen, wird von R. Wehrich<sup>1)</sup> die unmittelbare potentiometrische Titration mit Kaliumzyanidlösung unter Verwendung der Silberjodid-Umschlagselektrode und Silber als Indikatorelektrode empfohlen. Dadurch wird vor allem die Verwendung von Kaliumjodid erspart. Bei einfacherer Pflege der Silber- und Umschlagselektrode und der für jede Untersuchung notwendigen Aufmerksamkeit können Fehlbestimmungen sicher vermieden werden. Auf die träge Umsetzung von Nickel mit Kaliumcyanid in Lösungen mit steigendem Chromgehalt und einem Nickelgehalt über 0,010 g ist in der erörterten Weise durch die Wahl einer entsprechenden Einwaage, Berichtigung des theoretischen Faktors oder Einstellung der Kaliumzyanidlösung unter gleichbleibenden Bedingungen mit einem Normalstahl derselben Stahlgruppe Rücksicht zu nehmen.

Kupfer sowie etwa vorhandenes Kobalt werden mititriert. Die Beziehungen zwischen Nickel und Kupfer (und/oder Silber, Kobalt) werden erläutert und an Hand praktischer, bei der Stahluntersuchung in Betracht kommender Beispiele erörtert. Kupfer allein läßt sich ohne Zusatz von Ammoniumtartrat- und Silbernitratlösung in derselben Vorrichtung rascher potentiometrisch als z. B. kolorimetrisch oder elektroanalytisch bestimmen.

### Der Einfluß des angreifenden Mittels auf die interkristalline Korrosion von unlegiertem Stahl.

Aus Versuchen mit Bügelproben aus nichtlaugenbeständigem Stahl in verschiedenen wäßrigen Lösungen schließt Georg Berndt<sup>2)</sup>, daß die interkristalline Korrosion (Laugensprödigkeit) von unlegiertem Stahl mit der Entstehung einer Schutzschicht auf dem Stahl verknüpft ist. Dieser Schutzfilm haftet bei nichtlaugenbeständigen Stählen nicht an allen Teilen gleichmäßig fest, was auf eine Umsetzung zwischen der entstehenden Oxydschicht und den Korngrenzenstoffen zurückgeführt werden kann. Die Korngrenzen reißen infolge osmotischer Druckunterschiede auf, die durch Salzablagerung innerhalb des entstehenden Films hervorgerufen worden sind. Dementsprechend führen alle Maßnahmen, die den Film beständig machen, zur Aufhebung oder Verminderung der Laugensprödigkeit. Weiter wird in allen Fällen, in denen die unbeständigen Stellen des Films weggelöst werden, wie dies durch Chloride geschieht, die Laugensprödigkeit aufgehoben. Ebenso ist es durch Anlegung von negativen und positiven Spannungen möglich, den interkristallinen Angriff zu verhindern.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 55/58.

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 59/66 (Werkstoff-aussch. 506).

Einen wesentlichen Einfluß auf die Entstehung interkristalliner Risse hat weiterhin die Oberflächenbehandlung des Stahles. Nach einer Kaltverformung sind hochglanzpolierte Proben in Übereinstimmung mit der Schutzschichttheorie gegen Laugensprödigkeit weitaus weniger anfällig als nur gehobelte Proben. Dagegen wird auch in den Fällen, in denen eine Lösung bei abgehobelten Proben nicht zu Laugenrissen führt, durch vorhergehendes Polieren und anschließendes Verformen des Stahles ein interkristalliner Angriff hervorgerufen.

Durch Potentialmessung ist es möglich, eine Aufklärung darüber zu erhalten, ob eine bestimmte Lösung bei bestimmten Stählen zum interkristallinen Angriff führen kann. Schon bei äußerst geringen Verformungen kann Laugensprödigkeit auftreten. Eine vorübergehende plastische und elastische Verformung ist möglicherweise nur insoweit für das Auftreten interkristalliner Korrosionserscheinungen in gewissen Salzlösungen von Bedeutung, als sie die Entstehung der Risse beschleunigt. Ihre Einwirkung auf den Reaktionsablauf selbst muß angezweifelt werden.

#### Röntgenographische Spannungsmessung ohne Eichstoff.

Gegenüber dem üblichen Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung mit Eichstoff geben A. Thum, K.-H. Saul und C. Petersen<sup>1)</sup> zwei Abänderungen an, und zwar die Verwendung eines zylinderförmigen statt ebenen Films sowie statt der Eichstofflinie die Benutzung einer „künstlichen Linie“, die durch einen kreisförmigen, mit dem Filmzylinder gleichachsigen Spalt mit Hilfe der Streustrahlung auf dem Film abgebildet wird. Eine kritische Betrachtung der Verfahren läßt, wie Hermann Möller<sup>2)</sup> ausführt, als Vorteile der Zylinderkammer die Möglichkeit der Fokussierung zweier Linien, kein Loch der Filme und Unabhängigkeit des Abstandes der Interferenzlinien voneinander von der Entfernung der Kammer vom Werkstück erkennen. Den gegen das Eichstoffverfahren geltend gemachten Nachteilen, wie Zunahme der Streustrahlung, gleichmäßige Verteilung des Eichstoffs, Kenntnis der Gitterkonstante und Dicke der Eichstoffschicht, kann nicht ohne weiteres zugestimmt werden. Nachteile des Verfahrens der künstlichen Linie sind, daß die Filmschrumpfung besonders berücksichtigt werden muß und daß es nicht möglich ist, mit weit geöffnetem Strahlenbündel zu arbeiten. Die Brauchbarkeit der Verfahren wurde mit einem auf Biegung beanspruchten rechteckigen Stahlstab sowie einem auf Druck beanspruchten Bolzen geprüft. In diesen Versuchen wurde ähnliche Genauigkeit wie beim Eichstoffverfahren erreicht.

#### Ersatz von Nickel in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen durch Stickstoff.

Wie Versuche von Walter Tofaute und Hermann Schottky<sup>3)</sup> zeigten, gelingt es, durch Einbringen von Stickstoff in chromreiche Stähle unter einem geringen Aufwand von Nickel bei Kohlenstoffgehalten unter 0,1 % praktisch rein austenitisches Gefüge zu erhalten, das sowohl gegenüber Glühungen von langer Dauer als auch gegenüber Kaltverformung genügend beständig ist; bei der untersuchten Legierung mit rd. 0,05 % C und 23 % Cr wurde dies bei etwa 4 % Ni und 0,25 % N<sub>2</sub> erreicht.

Technologisch sind diese stickstoffhaltigen nickelarmen Chromstähle, wie Untersuchungen von Blechen und Stabstahl aus Betriebsschmelzen zeigten, durch eine bemerkenswerte hohe Streckgrenze und eine sehr hohe Verformbarkeit gekennzeichnet; sie vereinigen in dieser Hinsicht die Vorzüge der martensitisch-troostitischen und der austenitischen Chrom-Nickel-Stähle. Für Tiefziehwecke sind sie geeignet. Ihre Schweißbarkeit und ihre Güteverhältnisse in geschweißten Zuständen ohne Nachbehandlung sind sehr gut. Auch bei der Warmverarbeitung bieten sie keine besonderen Schwierigkeiten.

Die Beständigkeit in oxydierenden Säuren und Chloridlösungen ist der von Stählen mit 18 % Cr und 8 % Ni gleich oder überlegen. Anfälligkeit gegen interkristalline Korrosion trat bei den untersuchten austenitischen Legierungen nicht auf.

#### Ermittlung der besten Betriebsbeschäftigung und Sortenzusammensetzung in Walzwerken.

Der Bericht behandelt die Kostendegression im Walzwerk; mit Hilfe des Grenzkostenverfahrens wird das Sortenprogramm mit der günstigsten Kostenlage ermittelt.

Zur Kennzeichnung bester Betriebsausnutzung genügen nach Alfons M. Wolter<sup>4)</sup> technische Leistungszahlen nicht. Aus-

schlaggebend sind der Preisstand der eingesetzten Kostengüter und die Erlöskraft der ausgebrachten Erzeugnisse. Das Leistungsoptimum ist dem Kostenoptimum und das Kostenoptimum dem Ertragsoptimum untergeordnet, doch stehen alle drei Optima miteinander in Verbindung.

Das Rechnungsziel wird in drei Stufen angestrebt. Alle stoßweisen Einflüsse, die die Abhängigkeit der Kosten vom Umfang und von der Zusammensetzung der Erzeugung stören, werden ausgeschaltet. Zunächst wird durch die Berechnung einer Einheitserzeugung die Grundlage für eine richtige Normalisierung und Auflösung der Verarbeitungskosten geschaffen. Soweit die Kosten noch über der Einheitserzeugung streuen, finden sie ihrer Natur entsprechend als fixe, proportionale und gemischte Kosten den gesetzmäßigen Ausgleich. Die Zerlegung der durchschnittlichen Normalverarbeitungskosten in Grenzkosten und wirksame fixe Kosten offenbart neben anderen betriebswirtschaftlichen Punkten die günstigste Kostenlage. Endlich kann durch die Struktur der Einheitserzeugung hindurch jede der beteiligten Sorten mit der Bestbeschäftigung in Beziehung gesetzt werden. So lassen sich für die Gestaltung des Walzplanes wichtige technische und kaufmännische Grundsätze ableiten. Die eigentliche Wirtschaftlichkeitsrechnung ist dann nur eine folgerichtige Anwendung der vorstehenden Überlegungen.

## Aus Fachvereinen.

### American Society for Metals.

(21. Hauptversammlung vom 23. bis 27. Oktober 1939 in Chicago. — Fortsetzung von Seite 731.)

Von der Beobachtung ausgehend, daß ein übereutektoidischer Stahl unabhängig davon, wie weit die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit überschritten wird, nur immer zu einem Teil martensitisch wird, stellen A. B. Greninger und A. R. Troiano in einem Bericht über den

#### Ablauf der Umwandlung von Austenit in Martensit

die Frage nach der Beeinflussung der Martensitumwandlung durch Temperatur und Zeit. Der Erklärung der Frage durch die Umwandlungstemperatur-Zeit-(S-)Kurve von E. S. Davenport und E. C. Bain<sup>1)</sup> wird die von H. Carpenter und J. M. Robertson<sup>2)</sup> gegenübergestellt. Die Ergebnisse, die zur Aufstellung der S-Kurve geführt haben, werden für den Bereich der Martensitbildung folgendermaßen zusammengefaßt: Der Stahl kommt unzerfallen austenitisch bis auf die Haltezeittemperatur und wandelt sich dann nach einer bestimmten Anlaufzeit völlig in Martensit um. Demgegenüber hängt nach Carpenter und Robertson der Ablauf der Martensitumwandlung allein davon ab, wie tief hinsichtlich der Temperatur der austenitisch gehaltene Stahl in dem Bereich AM' (Bild 1) abgekühlt wird. Die Abkühlungsgeschwindigkeit innerhalb des Martensitgebietes spielt keine Rolle mehr. Erreicht die Abkühlung nicht die Kurve AM', bleibt die Umwandlung unvollständig. Unterhalb der Kurve AM' kann also kein Austenit zerfallen mehr untersucht werden, da kein Stahl unzerfallen bis dorthin gelangt. Ähnliches gilt für Beobachtungen innerhalb des Bereiches.

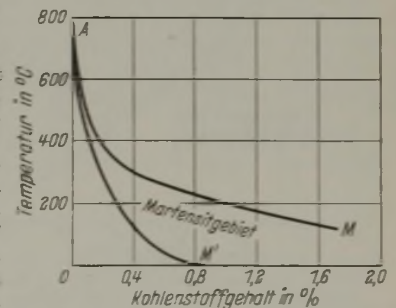


Bild 1. Martensitgebiet bei der Austenitumwandlung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen nach H. Carpenter und J. M. Robertson.

Auch die Versuche von F. Wever und A. Rose<sup>3)</sup> mit Aufnahme von Abschreckkurven sowie die akustischen von F. Förster und E. Scheil<sup>4)</sup> ergeben keine Anhaltspunkte dafür, daß sich die Martensitumwandlung unterkühlen läßt entsprechend den Voraussetzungen für die Untersuchung der S-Kurve. Die Versuche von Förster und Scheil bestätigen dagegen, daß die Martensitumwandlung nur bei weiterem Fallen der Temperaturen weiterläuft; bleibt die Temperatur gleich, endet auch der Zerfall.

<sup>1)</sup> Z. Metallkde. 31 (1939) S. 352/58.

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 67/70 (Werkstoffa. 507).

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 71/76.

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 77/89 (Betriebsw.-A. 173).

<sup>1)</sup> Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 90 (1930) S. 117/44. Siehe auch Metals & Alloys 8 (1937) S. 22/24.

<sup>2)</sup> Metals. Oxford 1939.

<sup>3)</sup> Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 19 (1937) S. 289/98; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 39.

<sup>4)</sup> Z. Metallkde. 28 (1936) S. 245/47.

Zur Klärung, welche der beiden Ansichten der Wirklichkeit näherkommt, führten Greninger und Troiano ihre Untersuchungen an einem Stahl mit 0,82 % C durch. Die Proben wurden bei 1200° 10 min geglüht, auf 900 bis 950° abgekühlt und dann in einem Metallbad (Wismut, Kadmium, Blei und Zinn in Mischung des quaternären Eutektikums) auf 260 bis 100° bei Haltezeiten von 1 s bis über 10 min abgeschreckt, anschließend in einem Zinnbad 4 bis 5 min bei 275 bis 280° angelassen und abschließend in 10prozentiger Natronlauge auf Raumtemperatur abgeschreckt. Der Mengenanteil des umgewandelten Austenits wurde mikroskopisch an der Menge des sich durch das Anlassen bei 275° dunkel färbenden Martensits gegenüber dem beim weiteren Abkühlen entstehenden festgestellt, der in dem verwendeten Aetzmittel (alkalische Salpetersäure) hell bleibt.

Das Anlassen soll nach Greninger und Troiano keinen Einfluß mehr auf den Martensitzerfall haben. Das durch das Glühen bei 1200° verhältnismäßig grobe Korn benutzen sie zum Erhalt auch größerer Zerfallsergebnisse. Ein Einfluß der Korngröße auf die Menge des bei Versuchstemperatur zerfallenden Martensits wurde nicht festgestellt.

Die Untersuchungen ergaben für den eutektoidischen Stahl, daß bei Temperaturen unter 240° die Martensitbildung in Bruchteilen von Sekunden nach Erreichen der Badtemperatur vor sich geht. Die Martensitmenge ist größer, je tiefer die Temperatur ist, jedoch nie 100 %. Das Austenit-Martensit-Verhältnis bei einer bestimmten Versuchstemperatur ändert sich kaum. Die Martensitbildung beginnt also für den eutektoidischen Stahl bei 240°, wird jedoch erst vollständiger mit weiterem Fallen der Temperatur. Greninger und Troiano stellen den Widerspruch dieser Ergebnisse mit der aufgestellten S-Kurve<sup>1)</sup> fest, nach der auch noch unter 200° längere Anlaufzeiten zur Martensitbildung notwendig sind.

Aehnliche Ergebnisse zeigten sich bei den Untersuchungen an Stählen mit 1,08, 1,40 und 1,78 % C. Das Verfahren stellte sich jedoch, wie zu erwarten war, als ungeeignet heraus, den Martensitzerfall untereutektoidischer Stähle zu prüfen. Da der Martensitzerfall schon bei hohen Temperaturen verhältnismäßig schnell vor sich geht, ist es nicht möglich, die Probe unzerfallen auf Versuchstemperatur abzuschrecken. Darüber hinaus ist auch ein Unterscheiden des bei den hohen Zerfallstemperaturen gebildeten Martensits gegenüber dem beim nachträglichen Abschrecken auf Zimmertemperatur nicht mehr möglich, da der Martensit bei der Bildung bereits angelassen wird.

Im allgemeinen wird also die Auffassung von Carpenter und Robertson bestätigt. Ergänzend wird jedoch dazu festgestellt, daß die Martensitbildung bei niedrigen Kohlenstoffgehalten anders verlaufen kann als bei hohen, und zwar deshalb, weil hierbei auch Diffusionsvorgänge berücksichtigt werden müssen, vor allem bei den hohen Zerfallstemperaturen untereutektoidischer Stähle.

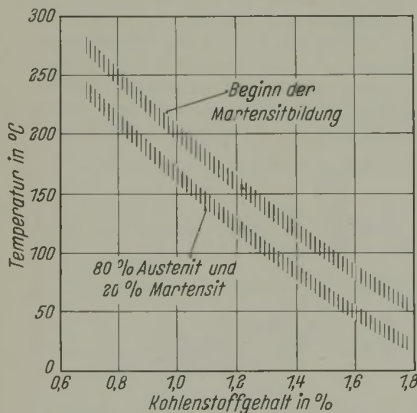


Bild 2. Temperaturbereich des Beginns der Martensitbildung bei unlegierten Stählen.

Bild 2 zeigt die Temperatur des Beginns der Martensitbildung von unlegierten Stählen und die Temperatur der größten Bildungsgeschwindigkeiten; letzte stimmt gut mit der Umwandlungstemperatur überein, wie sie aus Abkühlungskurven ermittelt wird. Die Vorgänge bei der Martensitbildung von unlegierten Stählen werden folgendermaßen zusammengefaßt:

1. Die Martensitbildung beginnt sofort nach Erreichen der oberen Grenze.
2. Die Martensitbildung läuft weiter mit zunehmender Abkühlung.
3. Nachdem die Probe Temperaturgleichgewicht erreicht hat, bildet sich nur noch eine kleine Menge Martensit.
4. Wird die Probe auf gleicher Temperatur gehalten, zerfällt sich der Restaustenit nach einer noch unbekanntem Abhängigkeit von Zeit und Temperatur, und zwar wird dieser Zerfall langsamer mit abnehmender Temperatur.

<sup>1)</sup> Metals & Alloys 8 (1937) S. 22/24.

Die Versuche haben ihre besondere Bedeutung für das gestufte Härten (Warmbadhärtung). Die festgestellten diffusionsbedingten Vorgänge bei der Martensitbildung lassen einen engen Zusammenhang mit der Umwandlung in der Zwischenstufe vermuten. Zu bedenken ist, daß das mikroskopische Untersuchungsverfahren keine zuverlässigen mengenmäßigen Aussagen gestattet.

Adolf Rose.

In einer besonderen Vortragsreihe wurden die aushärtbaren Legierungen und der Aushärtungsvorgang behandelt. Ueber einige dieser Vorträge sei im folgenden berichtet.

Besondere Aufmerksamkeit verdient ein Bericht von R. F. Mehl und K. L. Jetter über die

#### Ausscheidung aus festen Lösungen und die Theorie der Aushärtung.

Zunächst wird die allgemeine Vorstellung von den Vorgängen der Keimbildung und Ausscheidung von der physikalisch-chemischen Seite her erörtert. Der maßgebende Vorgang für die Keimbildung und Ausscheidung ist die Diffusion der gelösten Atome. Es besteht eine gewisse, auch rechnerisch zu erfassende Wahrscheinlichkeit dafür, daß sich durch Diffusion Gruppen von nebeneinander befindlichen Atomen des gelösten Metalles bilden. Damit ist die Voraussetzung für eine Keimbildung gegeben. Die Größe der Keime wird dabei bestimmt durch das Maß der Unterkühlung und der Uebersättigung. Die theoretische Behandlung dieser Fragen wurde für den Uebergang Dampf — Flüssigkeit zuerst von M. Volmer und A. Weber<sup>1)</sup> vorgenommen, die Anwendung auf feste Körper wurde von R. Becker<sup>2)</sup> erörtert. Mehl und Jetter weisen darauf hin, daß in den bisherigen theoretischen Betrachtungen über die Keimbildung in Kristallen die allgemein zu beobachtende Neigung zur Keimbildung und Ausscheidung in kristallographisch gesetzmäßiger Form (Widmannstättenches Gefüge) noch keine Berücksichtigung gefunden habe.

Die einzelnen, mit der Aushärtung einhergehenden Eigenschaftsänderungen werden zunächst so, wie sie bei einem idealen Kristallgitter in Erscheinung treten müßten, durchgesprochen. In Wirklichkeit verhalten sich eine Reihe von Eigenschaften anormal. So sind im Mikroskop in vielen Fällen keine Ausscheidungen in den ausgehärteten Legierungen zu bemerken.

Einen Sonderfall stellt die Aushärtung der Aluminium-Kupfer-Legierungen dar. An dieser Legierungsgruppe sind wegen ihrer hohen technischen Bedeutung weitaus die meisten Untersuchungen durchgeführt worden. Gerade hier wird aber in besonderem Maße anomales Verhalten beobachtet. So werden nach dem Abschrecken Streifungen innerhalb der Kristalle sichtbar, in denen — zunächst noch nicht mikroskopisch auflösbar — feine Ausscheidungsteilchen erscheinen. Von W. L. Fink und D. W. Smith<sup>3)</sup>, den Entdeckern dieser Erscheinung, wird — die von anderer Seite<sup>4)</sup> allerdings bestrittene — Angabe gemacht, daß diese Ausscheidungen sichtbar würden, bevor die Aenderung der Gitterkonstanten die Ausscheidung röntgenographisch nachweisbar macht. Es ist sehr beachtenswert, daß Mehl und Jetter diesen Befund als gesichert ansehen. Wenn es tatsächlich zutrifft, daß die Gitterkonstante so wesentliche Aenderungen des Kristallzustandes wie die Ausscheidung nicht anzeigt, würden alle Meßverfahren, die sich auf Gitterkonstantenbestimmungen stützen, wie die Bestimmung von Löslichkeitsgrenzen und die röntgenographische Spannungsmessung, nur noch einen sehr fragwürdigen Wert haben.

Zwei weitere Anomalien sind ebenfalls erstmalig bei der Aushärtung von Aluminium-Kupfer-Legierungen beobachtet worden. Es handelt sich um die Auffindung einer zunächst zur Ausscheidung kommenden, instabilen  $\epsilon'$ -Phase durch G. Wassermann und J. Weerts<sup>5)</sup> und die Entdeckung der Guinier-Preston-Zonen. Diese Zonen sind plattenförmige Gebilde parallel den Würfflächen des Mischkristalles und mit der Struktur des Mischkristalles, aber wahrscheinlich ganz oder überwiegend aus Kupferatomen bestehend. Sie sind als Vorstufe der  $\epsilon$ -Phase anzusehen.

Ein ganz anderer Ausscheidungsverlauf, die sogenannte zweiphasige oder diskontinuierliche Ausscheidung, wurde beispielsweise bei den Kupfer-Beryllium-Legierungen beobachtet. Hier bilden sich von den Korngrenzen ausgehende Säume, in denen die Ausscheidung schon vollständig erfolgt ist, während sie im Innern der Körner noch gar nicht begonnen hat.

<sup>1)</sup> Z. Phys. Chem. 119 (1926) S. 277/301.

<sup>2)</sup> Z. Metallkde. 29 (1937) S. 245/49.

<sup>3)</sup> Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Met. Div., 128 (1938) S. 223/48.

<sup>4)</sup> Wassermann, G.: Z. Metallkde. 30 (1938) S. 62/67.

<sup>5)</sup> Metallwirtsch. 14 (1935) S. 605/09.



Mehl und Jetter entwickeln eine neue Theorie der Aushärtung und gehen davon aus, daß die gelösten Atome des Mischkristalles ohnehin nicht gleichmäßig verteilt sind. Durch Diffusion bilden sich Atomgruppierungen, die beständig bleiben. Wesentlich bei dieser Keimbildung ist der kristallographisch-gesetzmäßige Orientierungszusammenhang mit dem Mischkristall. Die Neigung, in der Grenzfläche Keim — Mischkristall gleiche Atomabstände herzustellen, muß zu inneren Spannungen führen. So entsteht die Fähigkeit zu Schiebungsvorgängen, die allerdings kleiner sind als bei der Martensitbildung im Stahl, die aber grundsätzlich ähnlich verlaufen und das Sichtbarwerden von „ausgeschiedenen“ Teilchen einer neuen Phase bewirken.

Im System Aluminium-Kupfer erfolgt die Ausscheidung in dieser Weise einheitlich und geradlinig, indem sich aus dem Mischkristall die Guinier-Preston-Zonen, daraus die Kristalle der Zwischenphase  $\Theta'$  und aus diesen schließlich die  $\text{CuAl}_2$ -Kristalle bilden. Bei niedriger Temperatur (Kaltaushärtung) bleibt dieser Vorgang in den Anfängen stecken, er verläuft um so schneller und vollständiger, je höher die Temperatur ist.

Die Anschauungen von Mehl und Jetter werden zweifellos Widerspruch erregen. Zu beanstanden ist vor allem, daß eine ausführliche Auseinandersetzung mit der Erscheinung der Rückbildung (Rückgang der vorherigen Aushärtung bei Erhöhung der Alterungstemperatur) vermieden wird. Gerade diese Erscheinung hatte aber in der Hauptsache zu der Annahme eines verschiedenartigen Vorganges für Kalt- und Warmaushärtung geführt. Andererseits ist es zweifellos befriedigender, für im wesentlichen gleichartig in Erscheinung tretende Vorgänge auch gleichartige Ursachen anzunehmen. Schließlich ist die Hervorhebung der bisher von der Theorie zweifellos vernachlässigten, kristallographischen Gesetzmäßigkeiten zu begrüßen. Die Arbeit zeigt, daß eine abschließende Stellungnahme über die Vorgänge bei der Aushärtung auch heute noch nicht möglich ist. Auch weiterhin wird es vor allem notwendig sein, die versuchsmäßigen Ergebnisse zu vertiefen und durch Untersuchung möglichst vieler, verschiedener Legierungen zu erweitern.

W. P. Sykes berichtete über die

#### Aushärtung in Schwermetall-Legierungen.

Es wurden binäre Legierungen des Eisens mit Wolfram und Molybdän und ternäre Eisen-Wolfram-Legierungen mit Silizium, Chrom und Mangan untersucht. Bemerkenswert ist zunächst die Feststellung, daß in abgeschreckten Legierungen gleiche Konzentrationen von Wolfram und Molybdän (in Atomprozenten) zu gleichen Härtewerten führen. An Legierungen mit 16, 20 und 24 Gewichtsprozenten W betragen bei 575° Aushärtungstemperatur die Anlaufzeiten 75 h, bei 600° begann der Härteanstieg schon nach 10 h, bei 650° sofort.

Bei Molybdängehalten gleicher Atomkonzentration ist die Härtesteigerung geringer. Sonst ist für die molybdänhaltigen Legierungen beachtenswert, daß bei 575° Alterungstemperatur innerhalb der ersten 25 h sogar ein Abfall der Härte eintritt.

Durch Zusätze von Chrom, Silizium und Mangan zu den wolframhaltigen Legierungen wird die Aushärtung vergrößert, vor allem aber die Härte allgemein erhöht, die Inkubationszeit wird verringert. In einer Legierung, die neben 20 Gewichts-

prozenten W 5,8 % Mn enthält, tritt die  $\gamma$ -Phase auf. Diese Legierung zeigte bei 550° bereits einen sehr raschen, starken Härteanstieg.

Die Aushärtung wurde auch im Schlibbild verfolgt. Bei einer Legierung mit 20 Gewichtsprozenten W konnte schon nach 5 h Alterung bei 600° eine feine, parallele Streifung nachgewiesen werden, obwohl zu dieser Zeit noch keine Härtesteigerung vorhanden war. Die Entstehung dieser Streifen, die an die in Aluminium-Kupfer-Legierungen erinnert, wird durch bildsame Verformung stark beschleunigt. Die ternäre Legierung mit 5,8 % Mn zeigt im Schlibbild Zwillingslamellen, die offenbar mit der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung zusammenhängen. Eine nähere Untersuchung hierüber steht noch aus.

Die Arbeit zeigt, daß es auf dem Gebiete der aushärtbaren Eisenlegierungen noch viel bemerkenswerte Erscheinungen gibt, die zweifellos verdienen, näher untersucht zu werden.

Ueber die

#### Rolle von inneren Spannungen bei Ausscheidungsvorgängen in Legierungen

hat R. H. Harrington Untersuchungen angestellt, und zwar vor allem über Spannungen, die durch Kaltverformung erzeugt werden. Weiterhin wird auch auf die Erzeugung von Spannungen beim Abschrecken hingewiesen. Durch Verformen nach dem Abschrecken wird die Aushärtung beschleunigt oder die Aushärtungstemperatur herabgesetzt. Es konnte dies erneut an einer Kupferlegierung mit 0,1 % Be und 0,4 % Cr nachgewiesen werden. Bemerkenswert ist eine Erscheinung, die Harrington als doppelte Aushärtung bezeichnet. Die gleiche Legierung, beispielsweise ein Stahl mit 14 % W, 4 % Cr und 1 % V, wurde einmal 2 h bei 550° gealtert, das andere Mal nach einer Stunde in Luft abgekühlt und dann nochmals 1 h auf 550° erhitzt. Die doppelt gealterten Proben waren in viel stärkerem Maße ausgehärtet als die einfach gealterten. Das gleiche Verhalten konnte an Nickel-Zinn-Zink-Bronzen beobachtet werden. Auch wurden Versuche über die Wirkung einer Kaltverformung zwischen der ersten und zweiten Alterungsbehandlung vorgenommen.

Eine weitere, bemerkenswerte Erscheinung ist die, daß durch Verformen von abgeschreckten und besonders durch Verformen von ausgehärteten Legierungen die Rekristallisationstemperatur zu höheren Temperaturen verschoben wird. Als Beispiel dienen Kupferlegierungen mit Beryllium- und Chromzusatz. Trägt man die Härte in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur auf, so ergibt sich, daß der durch Rekristallisation bedingte Härteabfall in ausgehärteten und kalt nachverformten Legierungen erst bei sehr hohen Temperaturen auftritt.

Wenn auch die Arbeit von Harrington das Wesen der inneren Spannungen und ihren Einfluß auf die Aushärtung nicht klärt, so enthält die Untersuchung doch bemerkenswerte, neue Befunde. Dies gilt vor allem für die doppelte Aushärtung und die Beeinflussung der Rekristallisation durch Aushärtung und Kaltverformung. Auch die Untersuchung von Harrington zeigt, wie viele ungelöste, technisch und wissenschaftlich beachtenswerte Fragen auf dem Gebiete der Aushärtung, namentlich bei den Schwermetallen, es noch gibt.

Günter Wassermann.

## Patentbericht.

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

(Patentblatt Nr. 32 vom 8. August 1940.)

Kl. 4 c, Gr. 22, B 188 908. Einrichtung zum behelfsmäßigen Abichten einer Gasleitung. Dipl.-Ing. Johan Nicolaas Blaauw, Leeuwarden (Niederlande).

Kl. 7 a, Gr. 12, Sch 111 528. Walzwerk zum Auswalzen endloser Bänder. Herbert Scholz, Düsseldorf.

Kl. 7 a, Gr. 25, D 78 451. Kantvorrichtung mit zwei Kantköpfen für Walzwerke. Erf.: Franz Stelbrink, Duisburg. Anm.: Demag, A.-G., Duisburg.

Kl. 10 a, Gr. 12/01, K 152 899. Selbstdichtender Kammerverschluß für waagerechte Koksöfen. Erf.: Paul v. Ackeren, Essen. Anm.: Heinrich Koppers, G. m. b. H., Essen.

Kl. 12 e, Gr. 5, S 133 874. Elektrofilter für waagerechten oder schrägen Gasdurchgang durch ein Bündel von im Querschnitt wabenförmigen Rohrelektroden. Erf.: Dipl.-Ing. Dr. Erich Oppen, Kronberg (Taunus). Anm.: Siemens-Lurgi-Cottrell.

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

Elektrofilter-G. m. b. H. für Forschung und Patentverwertung, Berlin-Siemensstadt.

Kl. 18 b, Gr. 19, V 36 076. Magnesitboden für Konverter. Erf.: Dr. Franz Czedik-Eysenberg, Gr. Veitsch (Steiermark). Anm.: Veitscher Magnesitwerke, A.-G., Wien.

Kl. 18 c, Gr. 7/50, D 79 033. Einrichtung zum Glühen von Blechtafeln mittels elektrischer Widerstandserhitzung. Wilhelm Doderer, Essen.

Kl. 18 d, Gr. 2/10, H 150 480. Die Verwendung von Silizium-Kupfer-Eisen-Legierungen zur Herstellung von Transformatorenblechen. Heraeus-Vacuumschmelze, A.-G., Hanau a. M.

Kl. 40 b, Gr. 14, H 154 578. Verwendung von Legierungen zur Herstellung von Gegenständen, die höchste Warmfestigkeit aufweisen müssen. Heraeus-Vacuumschmelze, A.-G., Hanau a. M.

Kl. 40 b, Gr. 17, H 153 849. Verfahren zum Herstellen von Ziehsteinen und Ziehringen von hoher Verschleißfestigkeit. Erf.: Dr.-Ing. Herbert Gruber, Hanau a. M. Anm.: Heraeus-Vacuumschmelze, A.-G., Hanau a. M.

Kl. 75 c, Gr. 6, D 77 808. Ueberzugsschicht für die Innenwandung von eisernen Hohlkörpern, insbesondere Rohren. Erf.: Dr.-Ing. Johannes Eicke, Gelsenkirchen. Anm.: Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

(Patentblatt Nr. 33 vom 15. August 1940.)

Kl. 1 a, Gr. 32, B 184 593. Verfahren zum mechanischen Trennen von grobkörnigen Stoffgemischen. Erf.: Dr.-Ing. Ernst Bierbrauer, Leoben (Ostmark). Anm.: Dr.-Ing. Ernst Bierbrauer, Leoben, und Metallgesellschaft, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 7 a, Gr. 5/01, R 99 804. Vorrichtung zum Regeln der Bandspannung bei kontinuierlichen Bandkaltwalzwerken. Erf.: Rudolf Löffler, Andernach a. Rh. Anm.: Remy, van der Zypen & Co., Andernach a. Rh.

Kl. 7 b, Gr. 3/35, M 141 522. Ziehwagen für Ziehbanke. Erf.: Gerhard Rudzki, M.-Gladbach. Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.

Kl. 10 a, Gr. 19/01, C 54 754. Steigerung des Ausbringens an Nebenerzeugnissen beim unterbrochenen Betrieb waagerechter Koksöfen. Erf.: Dr. Louis Nettelbusch, Oberhausen (Rhld.). Anm.: Concordia, Bergbau-A.-G., Oberhausen (Rhld.).

Kl. 12 m, Gr. 3, R 99 095. Verfahren zur Herstellung von Magnesia aus Dolomit. Erf.: Dr.-Ing. Alexander Brosche, Wülfrath. Anm.: Rheinisch-Westfälische Kalkwerke, Dornap.

Kl. 18 b, Gr. 10, T 49 548. Verfahren zur Erhöhung der Alterungsbeständigkeit des Stahles. Erf.: Dr. Walter Eichholz, Duisburg-Hamborn. Anm.: August-Thyssen-Hütte, A.-G., Duisburg-Hamborn.

Kl. 18 d, Gr. 2/40, B 189 087. Gegen Salzsäure beständiges Gußeisen. Erf.: Dr.-Ing. Carl Heinrich Meyer, Milspe i. W. Anm.: Bergische Stahlindustrie, Remscheid.

### Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 32 vom 8. August 1940.)

Kl. 7 a, Nr. 1 489 835. Gelenkkupplung, insbesondere für Walzwerke. Siegmund Siegener Maschinenbau, A.-G., Dahlbruch (Kr. Siegen).

Kl. 7 b, Nr. 1 489 849. Verstellbare Draht-Ablaufhaspel. Adolf Deichsel, Drahtwerke und Seilfabriken, A.-G., Hindenburg.

Kl. 42 l, Nr. 1 489 784. Apparat zur Bestimmung des Stickstoffes im Eisen und Stahl. August-Thyssen-Hütte A.-G., Duisburg-Hamborn.

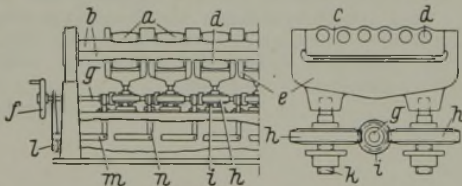
(Patentblatt Nr. 33 vom 15. August 1940.)

Kl. 18 c, Nr. 1 490 045. Ofen mit hängender Anordnung des Glühgutes durch einen Schlitz in der Ofendecke. Rudolf Klefisch, Effern b. Köln.

Kl. 67 a, Nr. 1 489 901. Schleifmaschine zum Balligschleifen zylindrischer Körper. Röchling'sche Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen (Saar).

### Deutsche Reichspatente.

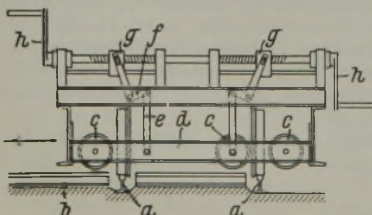
Kl. 7 c, Gr. 1, Nr. 687 669, vom 15. September 1933; ausgegeben am 22. April 1940. Dipl.-Ing. Fritz Ungerer in Pforzheim. *Stützvorrichtung zum Durchbiegen der Richtwalzen von Blechrichtmaschinen.*



Die oberen Stützrollen a der Richtwalzen b werden von einem nicht dargestellten Jochstück getragen. Die unteren, reihenweise in Lagerkörpern c gelagerten Stützrollen d ruhen in Lagerfüßen e. Diese können von dem Handrad f aus über Welle g, Schneckengetriebe h, i und Gewindespindel k höher oder tiefer gegen die unteren Richtwalzen gedrückt werden, und zwar einzeln mit Hilfe des für jeden Stützrollensatz angeordneten Hebelsystems l, m, n und einer ein- und ausschaltbaren Klauenkupplung.

Kl. 18 a, Gr. 6<sub>98</sub>, Nr. 688 338, vom 19. April 1939; ausgegeben am 17. Februar 1940. Demag, A.-G., in Duisburg. (Erfinder: Paul Wolf in Duisburg.) *Mölleranlage zur Hochofenbegichtung.*

Um bei einer Mölleranlage, bei der die Möllerwagen unter den Erzbunkern auf einem oder mehreren nebeneinanderliegenden Gleisen zwischen zwei



Gleisen zwischen zwei Aufzügen verkehren, Wagen auswechseln zu können, werden dem oder den Hauptgleisen a senkrecht zu diesen verlaufende Stichgleise b zugeordnet und die Wagen mit Hilfsläufrädern c

zum Umsetzen auf das Stichgleis versehen. Diese Räder sind an Querträgern d angebracht, die durch Stangen e, Winkelhebel f, Wandermuttern g usw. sowie Kurbeln h heb- und senkbar sind. Außerdem werden sie in solcher Verteilung vorgesehen, daß der Wagen beim Querfahren immer mindestens mit zwei Läuferädern auf den Schienen an den Kreuzungsstellen ruht.

Kl. 40 b, Gr. 17, Nr. 688 389, vom 29. September 1936; ausgegeben am 19. Februar 1940. Amerikanische Priorität vom 28. September 1935. Fried. Krupp A.-G. in Essen. *Arbeitsgeräte und Werkzeuge.*

Für Ziehsteine, Führungsbüchsen, Leitrollen usw. werden gesinterte Hartmetallegerungen verwendet, die mindestens 95% Wolframkarbid und als Restbestandteil mindestens ein Karbid, z. B. Niob-, Tantal-, Titankarbid einzeln oder gemischt, enthalten, das sich in Gegenwart von Wolframkarbid bei einer Temperatur von ungefähr 2200° nicht zersetzt.

Kl. 24 c, Gr. 9, Nr. 688 448, vom 3. Dezember 1933; ausgegeben am 21. Februar 1940. Friedrich Siemens Komm.-Ges. in Berlin. *Verfahren zum Betrieb von Siemens-Martin-Öfen mit Kaltgasbeheizung und schwankendem Gasverbrauch.*

Der Querschnitt des Gaseintritts in den Ofen wird dem schwankenden Gasverbrauch durch Ein- und Ausschleiben von Stöpseln oder Ringen derart angepaßt, daß bei gleichbleibender Flammenlage die Gaseintrittsgeschwindigkeit annähernd gleichbleibt.

Kl. 18 c, Gr. 7<sub>30</sub>, Nr. 688 460, vom 11. Juli 1937; ausgegeben am 21. Februar 1940. Amerikanische Priorität vom 31. Juli 1936. Westinghouse Electric & Manufacturing Company in East Pittsburgh, Penns., V. St. A. (Erfinder: Leon McCulloch in Pittsburgh, Penns., V. St. A.) *Ueberzug, der das Zusammenbacken von magnetisierbaren Blechen beim Glühen verhindert.*

Der Ueberzug für magnetisierbare Bleche aus Eisen oder Eisenlegierungen, besonders Eisen-Silizium-Legierungen, besteht aus kolloidalem, in eine wässrige Lösung von Borsäure und Magnesiumoxyd eingebrachtem Aluminiumsilikat, für das man auch Kaolin oder Kalziumbentonit verwenden kann.

Kl. 18 c, Gr. 8<sub>60</sub>, Nr. 688 461, vom 24. Juni 1936; ausgegeben am 21. Februar 1940. Amerikanische Priorität vom 26. Juni 1935. Westinghouse Electric & Manufacturing Company in East Pittsburgh, Penns., V. St. A. *Reinigungsverfahren von Schutzgas für die Wärmebehandlung von metallischem Gut.*

Das Schutzgas, z. B. Wasserstoff oder Helium, wird unmittelbar vor seiner Verwendung veranlaßt, durch eine hocherhitzte, bei Raumtemperatur gasundurchlässige metallische oder keramische Masse hindurchzudiffundieren.

Kl. 18 d, Gr. 2<sub>30</sub>, Nr. 688 465, vom 10. April 1938; ausgegeben am 21. Februar 1940. Dr.-Ing. E. h. Adolf Wirtz in Mülheim (Ruhr). *Eiserne Lagerschale.*

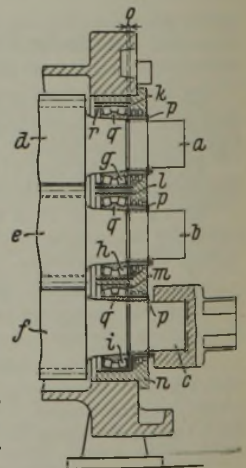
Hierfür wird ein Roheisen mit einem Kohlenstoffgehalt von etwa 3,8% und einem durch Schmelzüberhitzung erzeugten feingraphitischen Gefüge verwendet.

Kl. 18 c, Gr. 12<sub>10</sub>, Nr. 688 517, vom 29. Mai 1935; ausgegeben am 22. Februar 1940. Dr.-Ing. E. h. Dr. phil. h. c. Ernst Heinkel in Warnemünde. *Durch Glühfrischen hergestellte dünnwandige Tempergußstücke hoher Festigkeit, besonders für den Flugzeugbau.*

Sie werden aus einem Temperrohgußeisen mit 0,2 bis 0,6% Mo und 0,5 bis 1,0% Cr hergestellt und durch Glühfrischen so weit entkohlt, daß der Kohlenstoffgehalt dem legierten Stahlguß (höchstens 0,35% C) entspricht.

Kl. 7 a, Gr. 18, Nr. 688 550, vom 8. August 1937; ausgegeben am 23. Februar 1940. Fried. Krupp Grusonwerk A.-G. in Magdeburg-Buckau. (Erfinder: Dipl.-Ing. Kurt Rosenbaum in Rheinhausen.) *Kammwalzengerüst mit Lagerung der Walzenzapfen in Wälzlagern.*

Jeder Zapfen a, b, c der Kammwalzen d, e, f trägt ein Wälzlager g, h, i, das in einer entsprechenden ringförmigen Ausnehmung k, l, m des Lagerinbaustückes n mit äußerem seitlichem Spiel o ruht. Auf das freie Ende jedes der Zapfen a, b, c ist eine Spannhülse p aufgeschoben, die sich gegen den inneren Laufring q des zugehörigen Wälzlagers preßt. An der Innenseite des Wälzlagers g liegt ein in die Ausnehmung k eingeschraubter Stelling r, der ein Lager zum Festlager macht, während die anderen Lager als Loslager gearbeitet werden müssen.



# Wirtschaftliche Rundschau.

## Rumäniens Bergbau und Eisenindustrie.

Rumänien war bis zum Abschluß des Weltkrieges rein landwirtschaftlich eingestellt, eine Industrie mit Ausnahme der Erdölindustrie kaum vorhanden. Durch seinen Ländergewinn nach dem Kriege ist es dann über den Rang einer landwirtschaftlich gerüsteten Macht hinausgehoben worden und verfügt seitdem neben seinen Vorkommen an Kohle, Eisen- und Manganerzen über solche an Kupfer-, Chrom-, Blei- und Zinkerzen, Bauxit, Quecksilber, Wismut, Antimon, Molybdän, Silber, Gold usw. Allerdings reichen die Kräfte Rumäniens kaum aus, die Naturschätze, die sein Boden birgt, in einem ihrer Bedeutung angemessenen Rahmen auszubeuten. Erst in den letzten Jahren hat der Staat der bergbaulichen Erschließung des Landes größere Aufmerksamkeit geschenkt und 1937 zu diesem Zwecke ein Kreditinstitut gegründet, das 1938 in die „Bank für Gold- und Metallbergbau“ (Banca de Credit Aurifer si Metalifer)

Bleierz, Kupfer- und Pyritzerze werden im nördlichen Siebenbürgen gewonnen, in der nördlichen Dobrudscha kupferhaltige Schwefelkiese. Außerdem liefert Nord-Siebenbürgen auch Zinkerz. Diese Zinkerze werden zu Konzentraten verarbeitet — jährlich etwa 6000 t —, die in Polen verhüttet wurden.

Bauxitlager sind in Rumänien erst seit 1905 bekannt. Es handelt sich um mächtige Lager im Bihorgebirge. Allerdings sind die Bauxite nicht von bester Beschaffenheit, da sie durchschnittlich nur 52 bis 55 % Aluminiumoxyd enthalten neben 4 % Silizium und 31 % Eisenoxyd. Für die Ausfuhr kommen sie daher weniger in Frage, wohl aber für die Verarbeitung im Inlande, doch sind bisher noch keine Aluminiumwerke errichtet worden.

Das alte Rumänien war so gut wie eisenarm. Erst durch die Angliederung früheren ungarischen Gebietes hat es Eisenerzvorkommen gewonnen, die aber weder sehr eisenhaltig noch sehr umfangreich sind.

Die Vorräte werden auf 26 Mill. t geschätzt, wozu allerdings noch mögliche Vorräte von 220 Mill. t kommen sollen. Rumäniens wichtigster Eisenerzbesitz sind die Brauneisensteinlager des Bezirks von Hunedoara (Eisenmarkt) mit einem Eisengehalt von 35 bis 45 %. Weitere, wenn auch weniger bedeutende, Vorkommen liegen im Bezirk von Karasch in der Nähe von Anina-Reschitza mit 40 % Fe, in den Bezirken Turda und Odorhei mit 40 bis 45 % Fe, im Bihorgebirge, im Bezirk Someș und im Becken von Temes.

Die bedeutendsten Manganerzvorkommen befinden sich in der Bukowina und in der nördlichen Moldau. Bislang sind in der Bukowina Erze mit einem Mangangehalt von 30 bis 45 % in Mengen von 9 Mill. t bekannt geworden. Die jährliche Förderung von rd. 50 000 t genügt nicht nur, den Bedarf des Landes völlig zu decken, sondern darüber hinaus werden noch gewisse Mengen ausgeführt.

Die Eisenerzförderung bewegt sich um etwa 130 000 t jährlich, womit rd. 50 % des heimischen Bedarfes gedeckt werden; die restlichen 50 % werden aus Jugoslawien eingeführt (1938: 113 000 t). Außerdem greift man bei der Roheisen- und namentlich der



Bergbau und Eisenindustrie in Rumänien.

Flußstahlerzeugung soweit wie eben möglich auf Schrott zurück, der allerdings im Lande nicht in ausreichendem Maße anfällt, sondern im beträchtlichen Umfang aus dem Auslande bezogen werden muß. Bei der starken Schrottverwendung spielen vor allem Gründe der Landesverteidigung eine Rolle, weil die Erzvorräte, die bei übertriebener Förderung recht bald erschöpft sein würden, im Hinblick auf einen Kriegsfall geschont werden sollen.

umgewandelt wurde. Auch das deutsch-rumänische Wirtschaftsabkommen von 1939 dürfte im Sinne eines beschleunigten Ausbaues der Erzvorkommen wirken. Die Kohlenvorräte werden auf rd. 3 Milliarden t veranschlagt; sie bestehen in der Hauptsache aus Braunkohle und Lignit. Bei der rumänischen Kohlenförderung steht, wie bei allen Balkanländern, Braunkohle an erster Stelle. Das wichtigste Braunkohlenförderungsgebiet liegt in Siebenbürgen, in den Bezirken Hunedoara, Bacau und Klausenburg. Diese drei Bezirke lieferten 1938 1 760 000 t der insgesamt 1 822 000 t betragenden Braunkohlenförderung.

An Roheisen wird in der Hauptsache Stahleisen als Einsatz für die Siemens-Martin-Ofen hergestellt, in zweiter Reihe Gießereiroheisen und Spiegeleisen. Die Roheisenerzeugung liegt bei etwa 130 000 t jährlich. Von der Stahlerzeugung entfällt der größte Teil, etwa 80 %, auf das Siemens-Martin-Verfahren, daneben wird noch Elektro Stahl erzeugt. Die Gesamtleistungsfähigkeit der Stahlerzeugung beträgt 300 000 t jährlich.

Die bedeutendsten Eisenwerke Rumäniens sind die staatlichen Hüttenwerke zu Hunedoara-Eisenmarkt, ein reines Hochofenwerk, die Reschitza-Werke im Banat mit Hochöfen, Stahl- und Walzwerken sowie weiterverarbeitenden Betrieben, die Titan-(Galatz)-Nadrag-Calan-Werke, die ihre Hauptverwaltung in Bukarest haben, mit Form-, Stab- und Blechwalzwerken, einer Drahtzieherei und Stiftefabrik sowie einer Graugußgießerei in Calan, die Drahtindustrie A.-G. (Industria Sârmei) in Klausenburg mit Werken in Campiã-Turzia und Braila, die Eisen- und Metalldrähte herstellt, und die Malaxa-Werke in Bukarest mit Stahl- und Rohrwalzwerken sowie einer Lokomotivfabrik.

In den letzten Jahren hat die Herstellung von Walzwerkserzeugnissen erheblich zugenommen, was hauptsächlich auf dem wachsenden Eisenbedarf infolge der kräftigen Zunahme

Die Förderung betrug in den Jahren

	1938	1937
Lignit . . . . .	274 300 t	237 600 t
Braunkohle . . . . .	1 822 000 t	1 642 800 t
Steinkohle . . . . .	295 500 t	299 400 t
Anthrazit . . . . .	3 200 t	3 600 t
	2 395 000 t	2 183 400 t

Die Vorkommen an Chromerzen liegen verkehrstechnisch sehr günstig im südlichen Banat, nur 2 bis 10 km von der Donau entfernt. Die Vorräte werden auf 10 Mill. t geschätzt. Einzelne Lager sollen Mengen von 200 000 t mit durchschnittlich 32 bis 52 % Chromoxyd und 16 bis 29 % Eisenoxyd enthalten. Eine Förderung hat nur während des Weltkrieges durch Deutschland stattgefunden.

In den letzten Jahren hat die Herstellung von Walzwerkserzeugnissen erheblich zugenommen, was hauptsächlich auf dem wachsenden Eisenbedarf infolge der kräftigen Zunahme

der Bautätigkeit und der Aufrüstung beruht, wodurch der Eisenverbrauch je Kopf der Bevölkerung wesentlich gesteigert werden konnte (gegenwärtig rd. 35 kg). Der heimische Bedarf an Halbzeug kann erst zu etwa 30 bis 40 % im Inlande gedeckt werden. Der Rest wird eingeführt. Der Verbrauch an Walzzeug wird dagegen fast ganz aus der inländischen Erzeugung (260 000 bis 300 000 t jährlich) bestritten. Man hat dies dadurch erreicht, daß man einmal den Binnenmarkt durch hohe Zollschranken geschützt und ferner namentlich in den letzten Jahren das Walzprogramm stark erweitert hat. Hergestellt werden in der Hauptsache Stab- und Formstahl, Röhren, Bleche und Draht. Neu aufgenommen wurde in den letzten Jahren die Herstellung von verzinkten Blechen, Wellblechen und Bandstahl.

**Amt des Reichskohlenkommissars.** — Wie der Reichswirtschaftsminister in einem Erlaß vom 23. Juli 1940 bekanntgibt<sup>1)</sup>, ist durch Erlaß vom 30. April 1940 die Reichsstelle für Kohle in das Amt des Reichskohlenkommissars umgewandelt worden. Neben den Befugnissen aus der Verordnung über den Warenverkehr in der Fassung vom 18. August 1939 (Reichsgesetzblatt I, S. 1430) übernimmt der Reichskohlenkommissar die Befugnisse aus dem Kohlenwirtschaftsgesetz nebst Ausführungsbestimmungen, soweit sie bisher das Reichswirtschaftsministerium gehandhabt hat. Die Ermittlung des Kohlenbedarfs, die Festlegung des Förder- und Erzeugungsplanes sowie die Aufsicht, ob diese Anforderungen des Planes mengen- und sortenmäßig erfüllt werden, gehen in die Zuständigkeit des Reichskohlenkommissars über. Die Planstellung an den Kohlenbergbau und die sonstigen Brennstoff erzeugenden Industrien hat nach vorheriger Abstimmung mit der Bergabteilung des Reichswirtschaftsministeriums zu erfolgen. Die Planung der erforderlichen Erweiterungen und Neuaufschlüsse des Bergbaues wird von der Bergabteilung aufgestellt und in der Durchführung von ihr überwacht.

Zum Zuständigkeitsbereich des Reichskohlenkommissars gehören ferner die Bewirtschaftungsfragen für Erzeugnisse des Kohlenbergbaues. Im Rahmen dieser Aufgaben nimmt der Reichskohlenkommissar die Verteilung der Erzeugnisse wie folgt vor: 1. für den Hausbrand in alleiniger Zuständigkeit, 2. für alle übrigen Zwecke im Einvernehmen mit den zuständigen Hauptabteilungen des Reichswirtschaftsministeriums, für Ausfuhrzwecke insbesondere nach einem vom Reichswirtschaftsministerium aufzustellenden Plan.

Der Reichskohlenkommissar ist ferner für die Planung der Beförderung der zu verteilenden Brennstoffmengen zuständig. Er arbeitet die Verkehrsplanung für den Kohlentransport aus und legt sie zwecks Abstimmung mit den Verkehrserfordernissen der gesamten gewerblichen Wirtschaft dem Reichswirtschaftsminister vor.

<sup>1)</sup> Ministerial-Blatt des Reichswirtschaftsministeriums 40 (1940) Ausg. B, Nr. 24 vom 8. August 1940.

## Buchbesprechungen.

**Kadmer, Erich Herwig, Dr.-Ing. habil., Dozent an der Techn. Hochschule München: Schmierstoffe und Maschinenschmierung.** Mit 99 Abb. Berlin: Gebrüder Borntraeger 1940. (VIII, 479 S.) 8°. 20,80 *R.M.*, geb. 22,40 *R.M.*

In Deutschland fehlte bisher eine Sammlung der vielen, in zahllosen Zeitschriften verstreuten Arbeiten über das Gebiet der Schmierstoffe und der Maschinenschmierung. Der Verfasser hat diese Arbeit mit großer Sorgfalt durchgeführt, wofür ihm die Ölverarbeiter und die Ölverbraucher dankbar sein müssen. In dem Buche sind alle Arbeiten zusammengetragen, die in den letzten Jahren in Deutschland und dem Auslande von Bedeutung waren. In übersichtlicher Form ist der Schrifttumsnachweis jedem Abschnitt des Buches angefügt worden.

Aus dem reichen Inhalt sind die nachstehenden Hauptabschnitte für die ölverbrauchende Industrie und ihre Laboratorien von besonderer Wichtigkeit: Die Kennzahlen der Schmieröle und ihre Bedeutung; die natürliche Beanspruchung der Schmieröle; Regeneration der gebrauchten Mineralschmieröle; Hochdruckschmiermittel; Kühlschmiermittel; die Schmierfette; DIN-Normen für Schmiermittel und Bewertungstabellen; Schmierfähigkeit und Reibungsfragen; Lagerschmierung; Getriebeschmierung und Zylinderschmierung.

Der Verfasser betont im Vorwort, daß er das Buch als Chemiker geschrieben habe. Es ist daher verständlich, daß die Abschnitte über die Prüfverfahren und ihre Bedeutung für die im Betriebe zu erwartende Bewahrung des Oeles besonders ein-

gehend bearbeitet worden sind. Daneben findet aber auch der Maschineningenieur so viele Anregungen, daß ihm ein eingehendes Studium des Buches nur bestens empfohlen werden kann.

Dr. phil. *Gustav Baum.*

**Dichgans, H., Dr., Reichsbahnrat, Leiter des Referates Eisen beim Reichskommissar für die Preisbildung, (und) Dipl.-Ing. H. Burkart, Mitglied der Geschäftsführung der Wirtschaftsgruppe Gießerei-Industrie: Die Preisbildung in der Gießerei-Industrie.** [Hrsg.:] Wirtschaftsgruppe Gießerei-Industrie, Düsseldorf: Gießerei-Verlag, G. m. b. H., 1940. (128 S.) 8°. 3,75 *R.M.*

Das Buch ist eine wertvolle Zusammenstellung der preisrechtlichen Bestimmungen und ihrer praktischen Handhabung mit Beispielen und dem Wortlaut der wichtigsten Verordnungen. Es ist den beteiligten Kreisen nur zu empfehlen.

*Kurt Rummel.*

## Vereins-Nachrichten.

### Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

#### Dr. Krupp von Bohlen und Halbach zum 70. Geburtstag.

Aus Anlaß der Vollendung seines 70. Lebensjahres wurde unserem Ehrenmitgliede Dr. Gustav Krupp von Bohlen und Halbach eine große Zahl höchster Ehrungen und Auszeichnungen zuteil.

Der Führer stattete ihm auf Hülgel einen Besuch ab, um ihm persönlich seine Glückwünsche zum 70. Geburtstag auszusprechen. Dabei überreichte er ihm in Würdigung seiner Verdienste um Volk und Reich das Goldene Ehrenzeichen der NSDAP.

Reichsminister Dr. Funk überbrachte Herrn von Bohlen die Grüße und Wünsche der Reichsregierung und überreichte ihm im Auftrage des Führers in Anerkennung seiner Verdienste um die deutsche Wirtschaft den Adlerschild des Reiches mit der Widmung: „Dem Deutschen Wirtschaftsführer“.

Reichsminister Dr. Todt überbrachte im Auftrage des Führers das Herrn von Bohlen in Würdigung seiner Verdienste um die Rüstung der Deutschen Wehrmacht als erstem Deutschen vom Führer verliehene Kriegsverdienstkreuz I. Klasse.

Der Stellvertreter des Führers Rudolf Heß ließ Herrn von Bohlen durch Reichsleiter Bormann eine Büste des Führers überreichen.

Im Auftrage von Reichsleiter Dr. Ley überreichte Oberbefehlsleiter Marrenbach Herrn von Bohlen eine vom Führer persönlich unterzeichnete Urkunde, die seine Ernennung zum „Pionier der Arbeit“ ausspricht, eine Auszeichnung, die dem Geehrten damit als erstem deutschen Betriebsführer zuteil wurde. Gleichzeitig mit der Urkunde wurde auch das Ehrenzeichen hierzu in Gold verliehen.

Reichsmarschall Göring ließ seine Grüße und Glückwünsche übermitteln; daneben waren andere höchste Dienststellen des Staates, der Partei sowie der Wirtschaft mit ihren Glückwünschen vertreten.

#### Änderungen in der Mitgliederliste.

- Bäume, Carlheinz, Dr.-Ing., Prokurist, Direktionsassistent, Dinglerwerke A.-G., Zweibrücken; Wohnung: Landstuhler Str. 24. 37 018*  
*Bommer, Hans-Georg, Dipl.-Ing., Gutehoffnungshütte Oberhausen A.-G., Walzwerk Neu-Oberhausen, Oberhausen (Rheinl.); Wohnung: Martin-Luther-Str. 33. 39 010*  
*Füssel, Franz, Dipl.-Ing., Poldihütte A.-G., Kladno; Wohnung: Aujest (b. Kladno/Böhmen), Cechgasse 26. 40 098*  
*Geldermann, Hans, Stahlwerkschef, Bismarckhütte A.-G., Bismarckhütte (Oberschles.); Wohnung: Richthofenstr. 57. 23 053*  
*Kemper, Ernst, Fabrikdirektor, Brune & Kappesser G. m. b. H., Essen; Wohnung: Essen-Rellinghausen, Heisinger Str. 6. 17 040*  
*Krisch, Alfred, Dr.-Ing. habil., Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf 1, August-Thyssen-Str. 1; Wohnung: Düsseldorf 10, Zietenstr. 55. 35 296*  
*Meyer, Hans, Dipl.-Ing., Mannesmannröhren-Werke, Abt. Forschungsinstitut, Duisburg-Huckingen; Wohnung: Am Mühlenkamp 6. 38 115*

#### Gestorben:

- Lehmann, Paul, Kommerzienrat, Fabrikdirektor i. R., Wiesbaden. \* 27. 11. 1872, † 4. 8. 1940.*  
*Stolle, Paul, Hüttendirektor, Remscheid-Lüttringhausen. \* 30. 10. 1879, † 13. 7. 1940.*  
*Vedder, Friedrich, Ingenieur, Düsseldorf. \* 11. 5. 1872, † 7. 8. 1940.*