

# STAHL UND EISEN.

## ZEITSCHRIFT

FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN.

Nr. 28.

9. Juli 1925.

45. Jahrgang.

### Fritz Wüst

zum 65. Geburtstage gewidmet von seinen Freunden und Schülern.

Wenn sich Freunde und Schüler Wüsts dazu vereint haben, den 8. Juli 1925, seinen 65. Geburtstag, in besonderer Weise durch die Herausgabe dieser Sondernummer zu feiern, so entspringt dies nicht so sehr dem Gedanken, daß dieser Tag im Leben Wüsts einen besonderen Abschnitt bedeutet, wie vielmehr dem Empfinden, daß die deutsche Eisenindustrie und Eisenhüttenkunde, die Wüst so viel zu verdanken haben, heute vor einer gewissen Wende stehen, so daß es sich gebietet, Rückschau und Ausschau zu halten. Die Entwicklung in die Breite, die Erzeugung großer Massen, ist wohl zu einem gewissen Abschluß in Deutschland gelangt; das neue Ziel ist gegeben durch das Wort „Qualität“.

Dieser Weg und diese Arbeit wäre ohne den Namen Wüst undenkbar. Wer die Entwicklung der letzten beinahe dreißig Jahre im eisenhüttenmännischen Unterricht in Deutschland verfolgt hat, der weiß, welch großer und mühevoller organisatorischer Arbeit es bedurfte, um das eisenhüttenmännische Studium an unseren Technischen Hochschulen so zu entwickeln, wie es zwischenzeitlich sich gestaltet hat. Als Wüst seine Arbeiten begann, war gewiß schon eine enge Verbindung erzielt zwischen chemischer Forschung und eisenhüttentechnischer Praxis. Diese allein mußte aber versagen, da die meisten zu lösenden Aufgaben mehr physikalisch-chemischer als rein chemischer Natur waren. Es galt, die neuen Anschauungen und Erkenntnisse der physikalischen Chemie und der reinen Physik zur Aufklärung der an vielen Stellen sich in der Praxis aufdrängenden Fragen heranzuziehen.

Was heute in dieser Richtung erreicht ist, beweisen zum Beispiel das Eisenhüttenmännische Institut in Aachen und das Eisenforschungsinstitut in Düsseldorf, beides Anstalten, die hinsichtlich ihrer Organisation, ihrer Vielseitigkeit, ihrer Ausrüstung und ihrer exakten wissenschaftlichen Arbeiten den Vergleich mit den besten ausländischen Instituten nicht zu scheuen brauchen. Sie geben Zeugnis von der organisatorischen Tatkraft und dem Weitblick ihres Schöpfers. Hand in Hand hiermit ging bei Wüst die eigene Tätigkeit als Forscher. Die Konstitutionslehre des Eisens und seiner Legierungen ist wohl in allen Gebieten von ihm bearbeitet und durch neue Anregungen und Forschungen befruchtet worden. Das deutsche Gießereiwesen verdankt ihm auf wissenschaftlichem Gebiete wertvolle Aufschlüsse und Arbeiten. Die Nutzbarmachung der gewonnenen Erkenntnisse für die verschiedenen metallurgischen Verfahren des Eisenhüttenwesens ist durch seine zahlreichen Veröffentlichungen wesentlich gefördert worden.

Mit derselben nie versagenden Energie faßte Wüst auch seinen Lehrberuf auf. Für jeden, der zu seinen Füßen gesessen hat, war es ein Hochgenuß, seinen Ausführungen zuzuhören, die gerade darin am wertvollsten waren, daß sie schonungslos das sagten, was wirklich bekannt und was noch unerforscht war. So wurden seine Schüler zu kritischer Betrachtung und zu eigener Forschungsarbeit angeregt. Unvergeßlich für jeden seiner Mitarbeiter und Studierenden wird auch seine Mitwirkung im Laboratorium bleiben; wohl jede der zahlreichen Arbeiten trägt den Stempel seines eigenwilligen Geistes und zeigt die Linie seiner Forschungsweise.

Daß eine solche gleich als Organisator und Lehrer ausgezeichnete Persönlichkeit auch rein menschlich seinen Schülern näher treten und bei ihnen Anhänglichkeit und Begeisterung auslösen mußte, ist selbstverständlich. Für nichts hat Jugend mehr Verständnis als für restlos sich einsetzende und sich ausgebende Persönlichkeit, möge sie auch im Einzelfalle einmal scharfkantig und rauh erscheinen. So schließt sich an diesem Tage der Kreis seiner Freunde und Schüler in Verehrung und Dankbarkeit fest um Wüst mit herzlichen Wünschen für die weiteren Jahre.

Glückauf!

## Eigenspannungen in Walzstäben unter besonderer Berücksichtigung der Schienen.

Von Dr.-Ing. P. Bardenheuer in Düsseldorf.

*(Allgemeines über die Ursachen von Spannungen in Walzstäben. Spannungen infolge ungleichmäßiger Schwindung verschieden starker Querschnittsteile und infolge ungleichmäßiger Formgebungstemperatur. Folgen der Verarbeit. ung ungleichmäßig erstarrter Blöcke. Aufschluß über den Zustand des Blocks während der Verarbeitung durch die Baumannsche Schwefelprobe.)*

In den Eisen- und Stahlgießereien war man schon frühzeitig bemüht, dem Auftreten von Rissen und Brüchen infolge von Eigenspannungen in Gußstücken durch geeignete Gegenmaßnahmen vorzubeugen. Bei den Formgebungsverfahren jedoch, die sich auf weniger spröde Eisensorten erstrecken, bei denen eine unmittelbare Zerstörung des Fertigerzeugnisses durch Spannungen weniger zu befürchten ist, hat man den in diesen zurückbleibenden Eigenspannungen bisher nur wenig Bedeutung beigemessen. Trotzdem können auch in Erzeugnissen aus zähen Werkstoffen während der Verarbeitung und Abkühlung Spannungen auftreten, welche deren mechanische Eigenschaften in außerordentlich starkem Maße herabmindern. Die nachstehenden Ausführungen sollen einen Beitrag zu der Frage der Eigenspannungen in Walzstäben liefern, unter besonderer Berücksichtigung von Schienen, in denen die Spannungsverhältnisse wegen des ungünstigen Querschnitts ziemlich verwickelt liegen.

Eigenspannungen sind in einem Werkstück dann vorhanden, wenn einzelne Teile wegen ihrer gegenseitigen Verbindung behindert sind, den Raum einzunehmen, den sie bei der gegebenen Temperatur einnehmen würden, wenn sie aus dem Verband herausgelöst wären. Dieser Zustand kann sowohl durch ungleichmäßige mechanische Beanspruchung als auch durch ungleichmäßige thermische Ausdehnung oder Schwindung hervorgerufen werden. Auf die Theorie der Eigenspannungen näher einzugehen, würde hier zu weit führen; es muß daher auf das einschlägige Schrifttum, namentlich auf die Arbeiten von E. Heyn<sup>1)</sup> verwiesen werden.

Bei der Formgebung durch Walzen treten Eigenspannungen infolge ungleichmäßiger Beanspruchung vorwiegend dann auf, wenn das Walzen bei einer Temperatur vorgenommen wird, bei welcher der Werkstoff nicht vollkommen plastisch ist. Die Formgebung des Walzeisens erfolgt aber normalerweise bei so hohen Temperaturen, daß die Streckgrenze des Werkstoffs sehr niedrig liegt und das Verhältnis der elastischen zur plastischen Formänderungsarbeit verschwindend klein ist. Diese Quelle der Spannungen ist daher hier unberücksichtigt geblieben. Eine wesentlich größere Bedeutung kommt beim Walzeisen den Spannungen zu, die durch Temperaturunterschiede in den verschiedenen Querschnittsteilen bei der Abkühlung bzw. der Formgebung, also durch ungleichmäßige Schwindung, entstehen.

### 1. Spannungen infolge ungleichmäßiger Abkühlung.

Nimmt man an, ein Walzstab verlasse mit gleichmäßiger Temperatur im ganzen Querschnitt die Fertigwalze, so werden sowohl die Oberflächenzone als auch die schwächeren Querschnittsteile sich rascher abkühlen und rascher schwinden als die Innenzone und die stärkeren Querschnittsteile. Die Abkühlung und die Schwindung gestalten sich namentlich bei der Schiene infolge ihrer Querschnittsverhältnisse sehr verwickelt. Der massive Kopf, der schwache Steg und der wieder etwas stärkere Fuß schließen es aus, daß die Abkühlung dieser Teile auch nur annähernd gleichmäßig erfolgen kann. Den Verlauf der Abkühlung und damit die thermische Verkürzung einer Schiene nach dem Verlassen der Walze hat man sich folgendermaßen vorzustellen. Der Steg und der Fuß kühlen wegen ihrer geringen Masse schneller ab als der Kopf. Ihre Schwindung wird aber durch den erheblich langsamer schwindenden starken Kopf aufgehalten und kann nur zu einem Teil ihres natürlichen Maßes erfolgen. Es ist anzunehmen, daß sich die dabei auftretenden Spannungen zwischen den schwachen und starken Querschnittsteilen wegen der tiefliegenden Fließgrenze durch plastische Formänderungen zum Teil ausgleichen, zum anderen Teil bleiben sie als Eigenspannungen im Werkstück zurück. Die Temperatur der Perlitbildung, die mit einer starken Volumenvergrößerung verbunden ist, wird in Steg und Fuß zuerst erreicht. Diese Teile dehnen sich wieder aus, während der Kopf noch weiter schwindet. Die Verkürzung in dem einen und die Streckung in dem anderen Querschnittsteil haben zunächst eine elastische Formänderung und ein Verziehen der Schiene und, sobald die dabei auftretenden Spannungen die Streckgrenze überschreiten, eine plastische Formänderung zur Folge. Ähnlich liegen die Verhältnisse, wenn sich nach einiger Zeit — bei der Abkühlung einer 45-kg-Schiene dauert dieser Zeitraum gewöhnlich etwa 3,5 min — der Kopf infolge der Perlitbildung ausdehnt, während der Steg und der Fuß bereits vollständig umgewandelt sind und wieder schwinden. Dieser Gang der Abkühlung während der Perlitbildung ist an dem Hin- und Herbiegen der Schienen auf dem Warmbett deutlich zu erkennen. Da mit abnehmender Temperatur die Streckgrenze des Stahles ansteigt, so werden sich die durch unterschiedliche Volumenänderungen hervorgerufenen Spannungen nicht mehr in dem bisherigen Maße durch plastische Formänderung ausgleichen können; die Eigenspannungen werden also immer größer. Infolge dieser Umstände

<sup>1)</sup> Martens-Heyn: Materialkunde für den Maschinenbau, Bd. IIa (Berlin: Julius Springer 1912), S. 280/96 u. 331/63; St. u. E. 37 (1917), S. 442/8, 474/9 u. 497/500.

kann sich die Schiene bei ihrer Abkühlung nicht so stark verkürzen, als nach der Größe ihres Ausdehnungskoeffizienten und des durchlaufenden Temperaturintervalles zu erwarten ist. Ein Teil dieser unterdrückten Schwindung wirkt sich in plastische und der andere Teil in elastische Formänderung aus, so daß also Spannungen in der erkalteten Schiene zurückbleiben.

Bei Zugrundelegung eines Ausdehnungskoeffizienten des Schienenstahles von  $\beta = 0,000014$  würde bei einer 15 m langen Schiene, die von einer Fertigtemperatur von  $925^\circ$  bis auf  $20^\circ$  abkühlt, mit einer Verkürzung von  $1 \cdot (t - t_1) \cdot \beta = 15\,000 \cdot 905 \cdot 0,000014 = 190$  mm zu rechnen sein. Nun werden aber im Walzwerk beim Abschneiden einer 15-m-Schiene an der Warmschere für die Schwindung einschließlich der späteren Verkürzung beim Richten sowie eines Abfalls, der beim Fräsen der Stirnflächen entsteht, durchweg nur 20 mm zugegeben. Auf die unterdrückte Schwindung der Schiene während der Abkühlung entfallen also mehr als 170 mm oder 1,13 % der Schienenlänge. Durch Nachwirkung kann sich ein Teil dieser Differenz noch nachträglich ausgleichen. Dieser Ausgleich wird durch Erschütterungen erheblich beschleunigt. Wie z. B. durch zahlreiche Messungen beim Richten der Schienen festgestellt werden konnte, verkürzt sich eine Schiene von der angegebenen Länge beim Durchgang durch die Rollenrichtmaschine um 10 bis 12 mm und beim zweiten Durchgang um ungefähr den gleichen Betrag. Größere Versuchsreihen in dieser Richtung hat P. Zetzsche<sup>2)</sup> mit Grubenschienen durchgeführt. Er fand bei wiederholtem Durchgang der Schiene durch die Rollenrichtmaschine jedesmal eine Verkürzung, bis schließlich beim elften bis zwölften, bei weichem Stahl beim einundzwanzigsten Durchgang, das beim Richten unbeanspruchte Kopfstück der Schiene abbrach. Eine Grubenschiene aus einem Stahl mit  $43,7 \text{ kg/mm}^2$  Streckgrenze,  $58,6 \text{ kg/mm}^2$  Festigkeit und 19 % Dehnung verkürzte sich um insgesamt 1,05 %. Zetzsche hat sich auf die Mitteilung dieser bemerkenswerten Feststellungen beschränkt, ohne auf die Ursache näher einzugehen. Eine zwanglose Erklärung dieser überraschend großen Verkürzung ist im Zusammenhang mit den vorstehenden Ausführungen in dem Ausgleich der vorhandenen Eigenspannungen gegeben<sup>3)</sup>.

Die Tatsache, daß Zetzsche bei wiederholtem Durchgang einer Schiene aus weichem Flußeisen durch die Richtmaschine eine Verkürzung von 2,12 % feststellte, weist schon darauf hin, daß in Schienen erheblich größere elastische Spannungen zurückbleiben können, als sich aus der unter-

drückten Schwindung unter Zugrundelegung gleichmäßiger Fertigtemperatur im Querschnitt errechnen lassen. Ueber die Ursache einer weiteren Steigerung der Eigenspannungen in der Schiene wird der folgende Abschnitt Auskunft geben.

## 2. Spannungen infolge ungleichmäßiger Formgebungstemperatur.

Bei den bisherigen Ausführungen ist auf Temperaturunterschiede in der Schiene beim Verlassen der Walze keine Rücksicht genommen worden. Nun ist es aber beim Walzen eines Stabes wegen der starken Wärmeabgabe an die Walzen und an die Umgebung nicht zu vermeiden, daß die Temperatur in der Außenzone des Fertigerzeugnisses erheblich niedriger ist als in der Mitte ihres Querschnitts. Da nun die Verkürzung den bei der Abkühlung durchlaufenden Wärmegraden entspricht, so ergeben sich aus der ungleichen Fertigtemperatur der einzelnen Schichten Unterschiede in der Längenänderung und daher auch Spannungen. Nimmt man z. B. an, im Querschnitt eines Walzstabes seien zwei Zonen vorhanden, von denen beim Verlassen der Walze die innere eine um  $100^\circ$  höhere Temperatur habe als die äußere, so würde sich bei unbehinderter Schwindung beider Teile die innere Zone um  $(t - t_1) \cdot \beta \cdot 100 = 100 \cdot 0,000014 \cdot 100 = 0,14$  % mehr verkürzen als die äußere. Infolge der starren Verbindung der beiden Zonen würde dieser Längenunterschied bei einem Elastizitätsmodul des Stahles von  $E = 22\,000 \text{ kg/mm}^2$  eine Spannung zwischen denselben hervorrufen, die sich auf

$$\sigma = \varepsilon \cdot E = \frac{0,14}{100} \cdot 22\,000 = 30,8 \text{ kg/mm}^2$$

beläuft, die sich aber zum Teil durch plastische Formänderung ausgleicht.

Die Temperaturunterschiede im fertigen Walzstab sowie die dadurch bedingten Eigenspannungen können eine beträchtliche Steigerung erfahren, wenn ein größerer Temperaturabfall von der Mitte zur Oberfläche schon zu Beginn des Walzens im Block besteht. Dies ist namentlich dann der Fall, wenn die Verarbeitung des Blockes, der nach dem Gießen und Festwerden einer genügend starken Oberflächzone aus der Blockform entfernt und zur vollständigen Erstarrung sowie zum Temperaturausgleich in die Ausgleichgrube gebracht wird, in einem Zeitpunkt erfolgt, in dem dieser Ausgleich noch nicht stattgefunden hat, so daß also der Kern noch flüssig ist. Kommt der Block in diesem Zustand in die Walze, so gestalten sich die erwähnten Temperatur- und Spannungsverhältnisse im fertigen Walzstab besonders ungünstig. In diesem Falle erstarrt die Kernzone erst vollständig auf einer fortgeschritteneren Stufe der Formgebung, und Temperaturunterschiede von mehreren  $100^\circ$  sind im Querschnitt des fertigen Walzstabes durchaus denkbar. Die hieraus erwachsenden Spannungen sind für solche Walzstäbe besonders schädlich, in denen wegen ihrer Querschnittsverhältnisse schon durch die ungleichmäßige Abkühlung beträchtliche Spannungen zu erwarten sind. Dies trifft namentlich für Schienen

<sup>2)</sup> St. u. E. 36 (1916), S. 557/9.

<sup>3)</sup> In viel stärkerem Maße tritt dieser Spannungsausgleich nach älteren Beobachtungen des Verfassers bei kaltgezogenen Metalllegierungen hervor. Nach seinen Messungen verkürzte sich ein 2 m langes Messingrohr von 20 mm Außendurchmesser bei einem einzigen Durchgang durch die Rollenrichtmaschine (3 Schrägwalzen) um 10 mm = 0,5 % und eine 4 m lange kaltgezogene Messingstange von 40 mm  $\phi$  bei dem gleichen Vorgang um 35 mm = 0,875 %.

zu. Das Auswalzen von Schienen aus unvollständig erstarrten Blöcken bedeutet eine Steigerung der Eigenspannungen in der erkalteten Schiene fast auf das erreichbare Höchstmaß. Derartige Schienen sind gegen Schlagbeanspruchung so empfindlich, daß sie bei der Schlagbiegeprobe im Fallwerk durchweg ungenügende Ergebnisse liefern und meistens schon bei mäßiger Beanspruchung ohne nennenswerte Durchbiegung zu Bruch gehen. Die Schienen aus einem Versuchsblock, der nur 15 min in der

Mitte und Fuß eines Blockes wieder, der ebenfalls zu Versuchszwecken vor vollendeter Erstarrung ausgewalzt wurde.

Die ringförmige Seigerungszone wurde schon im Jahre 1907 von K. Neu<sup>4)</sup> an Blöcken, die nur kurze Zeit in der Ausgleichgrube gestanden hatten, beobachtet. O. Friedrich<sup>5)</sup> fand durch zahlreiche Beispiele die Beobachtungen von Neu bestätigt, ebenfalls O. Lange<sup>6)</sup>, der feststellte, daß die Erzeugnisse aus solchen Blöcken spröde sind. Weitere Beobachtungen über diese Form der Seigerung machte B. Talbot<sup>7)</sup>, der zur Erzielung dichter Blöcke dieselben in halberstarrem Zustande schwach auswalzte und sie dann bis zur vollständigen Erstarrung in der Ausgleichgrube ließ.

Auf den Zusammenhang der durch die eigenartige Verteilung des Schwefels gekennzeichneten großen Temperaturunterschiede mit den dadurch bedingten außerordentlich hohen Eigenspannungen im fertigen Werkstück ist im Schrifttum bisher noch nicht genügend hingewiesen worden. Da diese Schwefelverteilung ein unverkennbares Merkmal der Verarbeitung unvollständig erstarrter Blöcke ist und damit auch über die Ursache ungewöhnlich großer Eigenspannungen und Schlagempfindlichkeit der Schienen Aufschluß zu geben vermag, soll der Erstarrungsvorgang, der diese Schwefelverteilung bedingt, im folgenden kurz erläutert werden.

Wenn ein Block an seiner Oberfläche durch Wärmeabgabe an die Form so fest geworden ist, daß er aus dieser entfernt und in die Ausgleichgrube gebracht werden kann, und wenn er hier so lange verweilt hat, bis durch Wärmeausgleich die Oberflächenzone wieder eine hinreichend hohe Walztemperatur erreicht hat, so darf man annehmen, daß

der innere Teil des Blockes sich in dem Temperaturgebiet der sich ausscheidenden Mischkristalle befindet. Dasselbe umfaßt bei einem Schienenstahl nach dem Zustandsdiagramm etwa 150 Wärmegrade. Zu diesem Zeitpunkt haben sich bereits Mischkristalle, die ärmer an Kohlenstoff und den im Stahl vorhandenen Verunreinigungen als die Schmelze sind, als ein Gerippe aus dendritenförmigen

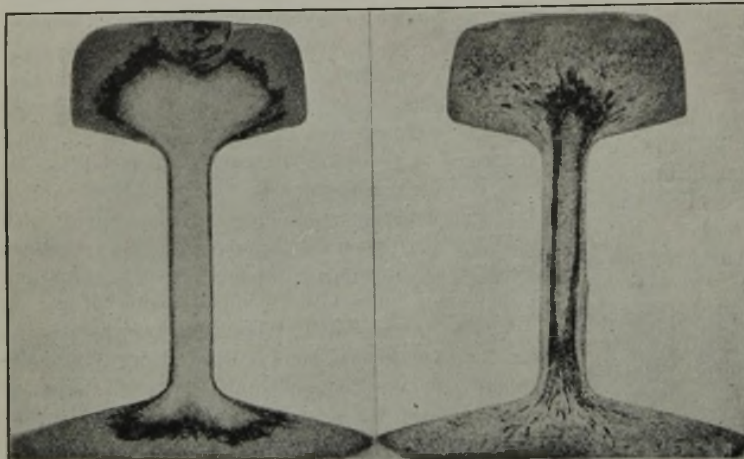


Abbildung 1.

Abbildung 2. Kopf.

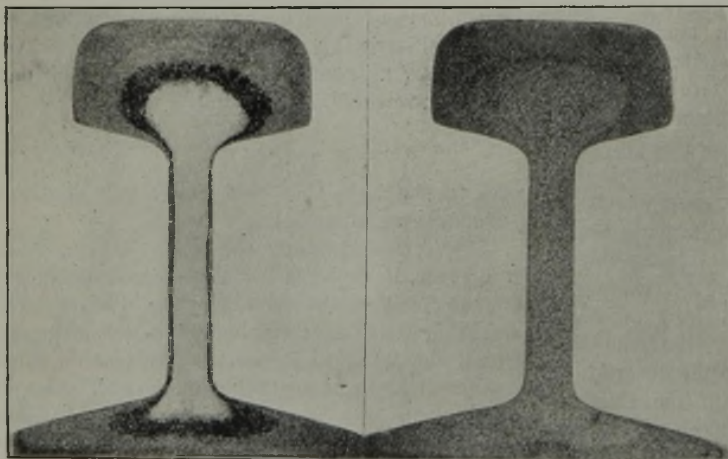


Abbildung 3. Mitte.

Abbildung 4. Fuß.

Abbildung 1. Schwefelverteilung in einer Schiene, die aus einem Block nach 15 min Ausgleichzeit gewalzt wurde. Block beim Walzen zum Teil ausgelaufen.

Abbildung 2 bis 4. Schwefelverteilung in Schienenproben aus Kopf, Mitte und Fuß eines mit noch flüssigem Kern angewalzten Blockes.

Ausgleichgrube gewellt hatte und sich in der Blockwalze aufbauchte und stark auslief (s. Abb. 1), waren infolge der vorhandenen Eigenspannungen derart empfindlich, daß sie in der Rollenrichtmaschine bei normaler Einstellung in etwa  $\frac{1}{2}$  m lange Stücke brachen.

Sehr wertvolle Aufschlüsse über den Zustand des Blockes und gleichzeitig über die Eigenart seiner Erstarrung, wenn dieselbe zum Teil noch unter dem Walzdruck erfolgt, gibt die Verteilung des Schwefels nach der Baumanschen Probe. Abb. 2 bis 4 geben die Schwefelverteilung in Schienenproben aus Kopf,

<sup>4)</sup> St. u. E. 32 (1912), S. 397/9 u. 1363/4.

<sup>5)</sup> St. u. E. 32 (1912), S. 1364/6.

<sup>6)</sup> St. u. E. 32 (1912), S. 1366.

<sup>7)</sup> J. Iron Steel Inst. 87 (1913), S. 30.

Kristallen ausgeschieden. Wird nun der Block in diesem Zustande in der Walze allseitig gedrückt, so schweißen die reinen Dendriten wie bei der Luppenbildung im Puddelofen zu einem Klumpen zusammen. Die noch flüssige Mutterlauge wird dabei seitlich herausgepreßt und umgibt den reinen Kern, der eine zentrale Lage im Block einnimmt. Durch das Zusammenschweißen der reinen Kristalle zu einer festen Masse wird ein nachträglicher Konzentrationsausgleich zwischen dieser und der an Beimengungen angereicherten Mutterlauge, wie er unter normalen Bedingungen zwischen kleinen Einzelkristallen und der Mutterlauge möglich ist, fast ganz verhindert. Zwischen der normal erstarrten Oberflächenzone und dem ungewöhnlich reinen Kern kommt also die an Verunreinigungen stark angereicherte Mutterlauge als ringförmige Seigerungszone zuletzt zur Erstarrung. Als Beispiel für die Verteilung des Schwefels infolge dieser Erstarrungsverhältnisse seien folgende Analysenwerte angegeben, die in einer Schiene gefunden wurden:

|                          | % S   |
|--------------------------|-------|
| Chargenanalyse . . . . . | 0,028 |
| Randzone . . . . .       | 0,028 |
| Seigerungsring . . . . . | 0,044 |
| Kernzone . . . . .       | 0,010 |

Wie in den vorstehenden Ausführungen dargestellt ist, können in Walzstäben besonders bei verwinkelten Querschnittsformen erhebliche Eigenspannungen auftreten, denen bisher entweder keine oder viel zu wenig Beachtung geschenkt worden ist. Die großen Kräfte, die sich in diesen Fällen im Walzstab das Gleichgewicht halten, versetzen das Werkstück in einen Zustand erhöhter Empfindlichkeit gegenüber weiterer Beanspruchung. Durch Vermeidung dieser Spannungen lassen sich seine mechanischen Eigenschaften wesentlich verbessern. Zu diesem Zweck ist namentlich bei ungünstigen Walz-

profilen die Abkühlung und damit auch die Volumenänderung im Walzstab sorgfältig zu überwachen und nach Möglichkeit gleichmäßig zu gestalten. Völlige Erstarrung des Walzblocks, gleichmäßige Temperatur im ganzen Querschnitt während der gesamten Dauer der Abkühlung sind mit allen Mitteln anzustreben.

#### Zusammenfassung.

Die wichtigsten Ursachen der Eigenspannungen in Walzstäben werden kurz erörtert. Es wird gezeigt, daß namentlich in Schienen wegen ihrer äußerst ungünstigen Massenverteilung im Querschnitt der Anlaß zu recht erheblichen Eigenspannungen gegeben ist.

Die Spannungen, die durch die ungleichmäßige Schwindung der verschiedenen Querschnittsteile der Schiene entstehen, sind bei hinreichender Walztemperatur meistens wesentlich größer als die durch mechanische Beanspruchung beim Walzen erzeugten. Dieselben können sowohl durch eine verschieden große Abkühlungsgeschwindigkeit der stärkeren und schwächeren Querschnittsteile als auch durch eine Abkühlung dieser Teile von verschieden hoher Temperatur bedingt sein. Ein gewisses Höchstmaß von Eigenspannungen wird in Walzstäben erreicht, wenn größere Temperaturunterschiede bereits zu Beginn der Formgebung vorhanden sind, also namentlich dann, wenn der Block in die Walze kommt, bevor er im Inneren vollständig erstarrt ist.

Dieser Verarbeitungszustand ist in einer kennzeichnenden Verteilung des Schwefels deutlich ausgeprägt. Im fertigen Walzstab gibt die Baumannsche Schwefelprobe sicheren Aufschluß über diesen Zustand und gleichzeitig auch über die dadurch bedingten Eigenspannungen und die Empfindlichkeit gegen Schlagbeanspruchung, sofern der Walzstab keine besondere thermische Nachbehandlung zum Ausgleich der Spannungen erfahren hat.

## Das Verhalten von Eisen, Rotguß und Messing in salzhaltigen Wässern bei gewöhnlicher Temperatur und bei den im Dampfkessel herrschenden Temperaturen und Drücken.

Von Professor Dr.-Ing. e. h. O. Bauer in Berlin-Dahlem.

[Mitteilung aus dem Staatlichen Materialprüfungsamt<sup>1)</sup>.]

(Rostversuche mit Messing, Rotguß und Flußeisen in destilliertem Wasser und Salzlösungen verschiedener Konzentrationen von Magnesium-, Natrium- und Kalziumsalzen. Versuche bei gewöhnlicher Temperatur in ruhenden und bewegten Flüssigkeiten. Versuche in Dampfkesseln bei einem Druck von 16 at.)

Ueber den Angriff des Eisens durch Wasser und wässrige Salzlösungen bei gewöhnlicher Temperatur liegen bereits zahlreiche in- und ausländische Veröffentlichungen vor<sup>2)</sup>. Das Schrifttum über das Verhalten von Eisen und anderen Metallen im

<sup>1)</sup> Auszug aus der in Mitt. Materialprüf. (Beiheft 1925) erschienenen Arbeit „Das Verhalten von Eisen, Rotguß und Messing gegenüber den in Kaliabwässern enthaltenen Salzen und Salzgemischen bei gewöhnlicher Temperatur und bei den im Dampfkessel herrschenden Temperaturen und Drücken“ von O. Bauer, O. Vogel und K. Zepf.

<sup>2)</sup> Aus dem Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem sind folgende Arbeiten hervorgegangen. E. Heyn und O. Bauer: „Ueber den Angriff des Eisens durch Wasser und wässrige Lösungen.“ Mitt. Materialprüf. 26 (1908),

Dampfkessel, insbesondere bei Anwesenheit von Magnesiumsalzen, ist sehr lückenhaft, auch wider-

S. 1/104; 28 (1910), S. 62/137. O. Bauer und E. Wetzel: „Versuche über das Rosten von Eisen in nach dem Permutit-Verfahren enthartetem Wasser sowie über Mittel zur Verhinderung des Rostangriffs.“ Mitt. Materialprüf. 33 (1915), S. 1/29. O. Bauer und O. Vogel: „Ueber das Rosten von Eisen in Berührung mit anderen Metallen und Legierungen.“ Mitt. Materialprüf. 36 (1918), S. 114/208. O. Bauer: „Rostversuche mit kupferhaltigen Eisenblechen.“ Mitt. Materialprüf. 38 (1920), S. 85/125. Außerdem liegt ein sehr umfangreiches ausländisches (englisches und amerikanisches) Schrifttum über Korrosionsvorgänge vor, auf die hier aus Platzmangel nicht eingegangen werden kann.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung.

| Eisen       |       | Messing |       | Rotguß  |       |
|-------------|-------|---------|-------|---------|-------|
| %           |       | %       |       | %       |       |
| Kohlenstoff | 0,05  | Kupfer  | 64,18 | Kupfer  | 84,59 |
| Mangan      | 0,45  | Zink    | 35,67 | Zinn    | 4,83  |
| Phosphor    | 0,020 | Blei    | 0,33  | Zink    | 4,81  |
| Schwefel    | 0,047 | Nickel  | Spur  | Blei    | 4,13  |
| Silizium    | Spur  | Eisen   | Spur  | Antimom | 0,92  |
| Kupfer      | 0,09  | Antimon | fehlt | Nickel  | 0,69  |
| Nickel      | 0,08  |         |       | Eisen   | Spur  |
| Chrom       | 0,01  |         |       |         |       |

## Angriffsversuche bei gewöhnlicher Temperatur.

Für die Versuche in ruhender Flüssigkeit wurden die vorher blankgeschmirgelten und gewogenen Plättchen in Glasschalen mit je 4 l der betreffenden Wässer oder Salzlösungen eingehängt. Die Versuchsdauer betrug

sprechen sich die Angaben der einzelnen Forscher vielfach <sup>3)</sup>.

Um hier eine Klärung herbeizuführen, hat das Materialprüfungsamt zu Berlin-Dahlem während der Jahre 1920 bis 1924 auf Veranlassung des Reichsgesundheitsamtes und mit weitgehender Unterstützung des Ammoniakwerkes Merseburg umfangreiche Untersuchungen durchgeführt. Sie erstreckten sich auf:

## I. Versuche bei gewöhnlicher Temperatur

- a) in ruhenden Flüssigkeiten,
- b) in bewegten Flüssigkeiten;

## II. Versuche bei den im Dampfkessel herrschenden Temperaturen und Drücken.

Für alle Versuche wurden Plättchen (45 × 30 × 2 mm) aus den gleichen Ausgangsmaterialien (Eisen, Messing und Rotguß) verwandt, deren Zusammensetzung aus Zahlentafel 1 hervorgeht.

Folgende Wässer und Salzlösungen gelangten zur Verwendung <sup>4)</sup>:

1. Destilliertes Wasser als Vergleichsflüssigkeit;
2. Magnesiumchlorid (11 Lösungen mit 0,068 bis 1,900 g MgCl<sub>2</sub> im Liter);
3. Natriumchlorid (11 Lösungen mit 0,068 bis 1,900 g NaCl im Liter);
4. Magnesiumsulfat (11 Lösungen mit 0,0859 bis 2,4010 g MgSO<sub>4</sub> im Liter);
5. Natriumsulfat (11 Lösungen mit 0,0824 bis 2,3060 g Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> im Liter);
6. Kalziumchlorid (3 Lösungen mit 0,675 bis 1,769 g CaCl<sub>2</sub> im Liter);
7. Kaliendlaugen (11 Lösungen mit 0,068 bis 1,8990 g MgCl<sub>2</sub> im Liter);
8. Gemische von Natriumchlorid + Natriumsulfat (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 9);
9. Gemische von Natriumchlorid + Magnesiumchlorid (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 10);
10. Gemische von Natriumchlorid + Magnesiumsulfat (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 11);
11. Gemische von Natriumsulfat + Magnesiumchlorid (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 12);
12. Gemische von Natriumsulfat + Magnesiumsulfat (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 13);
13. Gemische von Magnesiumchlorid + Magnesiumsulfat (4 verschiedene Gemische, s. Abb. 14).

<sup>3)</sup> Siehe z. B. J. H. Vogel: „Die Abwässer aus der Kalindustrie, ihre Beseitigung sowie ihre Einwirkung in und an den Wasserläufen.“ (Berlin: Gebr. Borntraeger 1913.)

<sup>4)</sup> In der Originalabhandlung sind außerdem noch Versuche mit natürlichen Wässern (gereinigt und unge-reinigt) mitgeteilt.

in allen Fällen 30 Tage, die Temperatur war Zimmerwärme. Nach 30 Tagen wurden die Plättchen herausgenommen und zurückgewogen. Die Gewichtsabnahme galt als Maß für die Stärke des Angriffs.

Bei den Versuchen in bewegten Flüssigkeiten war die Anordnung die gleiche, nur wurde die Bewegung der Flüssigkeit durch Rührer bewirkt. Der Antrieb der Rührer erfolgte durch einen kleinen Elektromotor; sämtliche Rührer hatten die gleiche Umdrehungsgeschwindigkeit (160 bis 180 Umdr./min).

Die Angriffsversuche bei Zimmerwärme haben folgendes ergeben <sup>5)</sup>.

Messing und Rotguß. Der Angriff auf Messing und Rotguß war ganz allgemein nur unerheblich. Die reinen Salzlösungen griffen in ruhenden Flüssigkeiten durchgängig das Messing etwas stärker an als den Rotguß, während in bewegten Flüssigkeiten die Sulfate (Magnesium- und Natriumsulfat) eher den Rotguß etwas stärker angriffen.

Bei den Salzgemischen wurde in ruhender Flüssigkeit ebenfalls das Messing stärker angegriffen als Rotguß, der Angriff stieg bei Kaliendlauge mit steigendem Gehalt an Lauge. In bewegter Flüssigkeit war der Angriff beider Metalle im allgemeinen etwas stärker als in ruhender. Bei Kaliendlauge zeigte er insbesondere beim Messing steigende Tendenz.

Bei diesen Versuchen handelte es sich um zwei willkürlich herausgegriffene Legierungen (Messing bzw. Rotguß). Die Praxis verwendet jedoch eine ganze Anzahl verschiedener Messing-, Sondermessing-, Bronze- oder Rotgußsorten, die je nach ihrem Verwendungszweck (Beschläge, Armaturteile, Platten, Schiffspropeller usw.) ganz verschiedene Zusammensetzung haben. Es ist anzunehmen, daß sich die verschiedenen Legierungen je nach ihrer chemischen Zusammensetzung verschieden verhalten werden. Allgemein gültige Schlüsse lassen sich demnach aus diesen Versuchen nicht ziehen, sie haben jedoch gezeigt, daß Magnesiumsalze innerhalb der gewählten Konzentration die zu den Versuchen verwendeten Legierungen (Messing bzw. Rotguß) nicht wesentlich stärker angreifen als andere Salze (Natrium- oder Kalziumsalze) und als destilliertes Wasser.

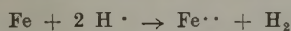
Eisen. Das zu den Versuchen verwendete Eisen war ein übliches kohlenstoffarmes Flußeisen, wie es in allergrößtem Maßstabe für die verschiedensten Bau- und Konstruktionsteile, die in der Praxis mit Wasser und wässrigen Salzlösungen in Berührung

<sup>5)</sup> In der Originalabhandlung sind sämtliche Zahlenangaben mitgeteilt.

kommen (Schiffsplatten, Brückenkonstruktionen, Teile von Turbinen und Wasserrädern, Beschläge usw.), Verwendung findet. Den Versuchen mit Eisen kommt daher eine viel weitgehendere Bedeutung zu als den Versuchen mit Messing und Rotguß.

Der Rostprozeß des Eisens zerfällt in zwei Phasen, die scharf voneinander zu unterscheiden sind:

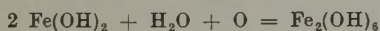
1. Nach der jetzt wohl allgemein anerkannten elektrolytischen Theorie des Rostens wird der Prozeß eingeleitet durch die Abgabe der elektrischen Ladung der H<sup>+</sup>-Ionen der Lösung an das Eisen unter Bildung von Fe<sup>2+</sup>-Ionen und elektrisch neutralem Wasserstoff nach der Gleichung



Dieser Vorgang kann sich in dem angedeuteten Sinne nur abspielen, wenn der Spannungswert des Eisens in der Flüssigkeit unedler ist als der Spannungswert des Wasserstoffs in derselben Lösung, was für die hier in Frage kommenden Salzlösungen und Salzmische zutrifft. Die Fe<sup>2+</sup>-Ionen setzen sich ins Gleichgewicht mit den OH<sup>-</sup>-Ionen, die den entladenen H<sup>+</sup>-Ionen entsprechen. Es bildet sich also Eisenhydroxyd (Fe(OH)<sub>2</sub>). Die Reaktion nach obiger Gleichung kommt in völlig sauerstofffreiem Wasser zum Stillstand, sobald der osmotische Gegendruck der in Lösung gegangenen Fe<sup>2+</sup>-Ionen der Lösungstension des Eisens das Gleichgewicht hält.

2. Der eigentliche Rostprozeß setzt erst beim Hinzutreten von Sauerstoff ein, der in jedem Wasser in beträchtlichen, mit der Temperatur wechselnden Mengen gelöst ist.

Das Eisenhydroxyd wird durch den Sauerstoff nach der Formel



zu Eisenoxydhydrat oxydiert; letzteres ist in Wasser und wässerigen Lösungen unlöslich, es fällt aus. Nunmehr ist die Lösung nicht mehr für Fe(OH)<sub>2</sub> gesättigt, der osmotische Gegendruck vermindert, und es können weiter Eisenionen in Lösung gehen, die immer wieder, sofern genügend Sauerstoff vorhanden ist oder der verbrauchte Sauerstoff durch Diffusion ersetzt werden kann, oxydiert und ausgefällt werden. Der Rostprozeß schreitet also so lange weiter, als genügend Sauerstoff zur Verfügung steht<sup>6)</sup>.

Da sich bei unseren Versuchen die Eisenplättchen in offenen Schalen von großer Oberfläche befanden, so konnte Sauerstoff aus der Atmosphäre ungehindert zutreten, der Rostprozeß also stetig weiter-schreiten.

Die Versuche in ruhender Flüssigkeit haben ergeben, daß sowohl in reinen Salzlösungen als auch in Salzmischen Eisen, bei Gegenwart von Magnesiumsalzen (Chloriden und Sulfaten) nicht nur nicht stärker, sondern eher etwas schwächer rostet als in Natrium- und Kalziumchlorid- oder in Natriumsulfatlösungen. Auch in den Salzmischen drückte die Zugabe von Magnesiumsalzen den Rost-

angriff etwas herunter. Die Magnesiumsalze sind daher innerhalb der gewählten Konzentrationen bei gewöhnlicher Temperatur für Eisen als ungefährlich zu betrachten.

Beachtenswert ist, daß schon kleine Temperaturschwankungen den Rostangriff stark beeinflussen. Mit steigender Temperatur steigt der Rostangriff an; ein Grund hierfür ist der folgende: Das in unmittelbarer Umgebung der Eisenoberfläche entstehende Ferrohydroxyd kann nur nach Maßgabe des bereits vorhandenen bzw. hinduzufundierenden Sauerstoffs und nach Maßgabe der Diffusion des Ferrohydroxydes in die Lösung hinein in Eisenoxydhydrat umgewandelt werden. Es stellt sich also in ruhender Flüssigkeit bei gleichbleibender Temperatur ein Gleichgewichtszustand ein, der neben anderen Ursachen maßgebend durch die Diffusionsgeschwindigkeit der beiden reagierenden Stoffe beeinflusst wird. Mit steigender Temperatur wächst neben der Dissoziation der Salzlösung auch die Diffusionsgeschwindigkeit; die Reaktion  $2 \text{Fe(OH)}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{O} \rightarrow \text{Fe}_2(\text{OH})_6$  geht schneller vor sich, und der Rostangriff wird beschleunigt. Allerdings nimmt das Lösungsvermögen von Wasser und wässerigen Lösungen für Sauerstoff mit der Temperatur ab; bei den hier in Frage kommenden geringen Temperaturunterschieden (+ 15 bis + 18°) ist die Abnahme jedoch nur so unbedeutend, daß sie hier noch nicht in Erscheinung tritt<sup>7)</sup>.

Die Versuche in bewegten Flüssigkeiten haben gezeigt, daß auch hier die Magnesiumsalze keinen stärkeren, sondern in Uebereinstimmung mit den Versuchen in ruhenden Flüssigkeiten eher einen etwas geringeren Angriff auf Eisen bedingt haben als die Natriumsalze und Salzmische. Ganz allgemein war jedoch in bewegter Flüssigkeit der Angriff stärker als in ruhender. Durch die Bewegung des Wassers wird die das Eisen umgebende und somit schützende Schicht vom Ferrohydroxyd schnell in der ganzen Flüssigkeit verteilt und durch den Sauerstoff, wie oben angegeben, oxydiert. Es treten immer wieder neue Fe<sup>2+</sup>-Ionen aus, und der Angriff schreitet schnell weiter.

Maßgebend für die Geschwindigkeit des Rostangriffs ist hier die Bewegungsgeschwindigkeit des Wassers; sie überdeckt den Einfluß geringer Temperaturerhöhung auf die Diffusionsgeschwindigkeit völlig. Bemerkenswert mag noch werden, daß bei sehr großen Bewegungsgeschwindigkeiten des Wassers der Angriff unter Umständen wieder abnehmen kann. Es bildet sich dann aller Wahrscheinlichkeit nach auf dem Eisen eine Sauerstoffelektrode aus, die ein edleres Potential als der Wasserstoff besitzt. Es gehören hierzu jedoch bereits sehr große Strömungsgeschwindigkeiten<sup>8)</sup>.

<sup>7)</sup> Ausführlicheres über den Einfluß der Temperatursteigerung sowie über die theoretische Begründung findet sich in der Arbeit von E. Heyn und O. Bauer: „Ueber den Angriff des Eisens durch Wasser und wässrige Lösungen.“ Mitt. Materialprüf. 28 (1910), S. 102.

<sup>8)</sup> Näheres hierüber siehe in den in Fußanmerkung <sup>7)</sup> angezogenen Arbeiten von E. Heyn und O. Bauer.

<sup>6)</sup> Obige kurze Darstellung gibt nur ganz allgemein den Mechanismus des Rostvorganges wieder. Bezüglich der Einzelheiten muß auf das einschlägige Schrifttum verwiesen werden. Siehe auch unter <sup>2)</sup>.

Versuche bei den im Dampfkessel herrschenden Temperaturen und Drücken.

Die Versuche bei hohen Temperaturen und Drücken sollten mit größtmöglicher Anlehnung an die Verhältnisse im praktischen Betrieb durchgeführt werden.

Von der Verwendung von Dampfkesseln im Betriebe wurde jedoch Abstand genommen, da der Großbetrieb sich ohne wesentliche Störungen nicht den wechselnden Versuchsbedingungen anpassen kann. Es erschien daher notwendig, für die Versuche besondere Versuchskessel aufzustellen.

Die Leitung des Ammoniakwerkes Merseburg erklärte sich bereit, auf eigene Kosten zwei kleine Versuchskessel aufzustellen und die Ueberwachung des Kesselbetriebes zu übernehmen<sup>9)</sup>.

gleichen Abmessungen der Probeplättchen verwandt wie zu den Versuchen bei gewöhnlicher Temperatur.

Die Wässer und Salzlösungen sowie die Konzentrationen der Salzlösungen waren ebenfalls die gleichen.

Die vorher blankgeschmirgelten und gewogenen Probeplättchen wurden an den am vorderen Deckel befindlichen Stäben (St in Abb. 1) so aufgehängt, daß sie bei niedrigstem Wasserstand immer noch etwa 30 mm unter dem Wasserspiegel hingen. Die Eisenplättchen hingen an eisernen Haken, die Messing- und Rotgußplättchen an Glashaken aus schwer schmelzbarem Glas<sup>10)</sup>. In jedem Kessel befanden sich je 3 Eisen-, 3 Messing- und 3 Rotgußplättchen.

Nach dem Einsetzen und Verschrauben der Deckel wurde mit dem Füllen der Kessel begonnen,

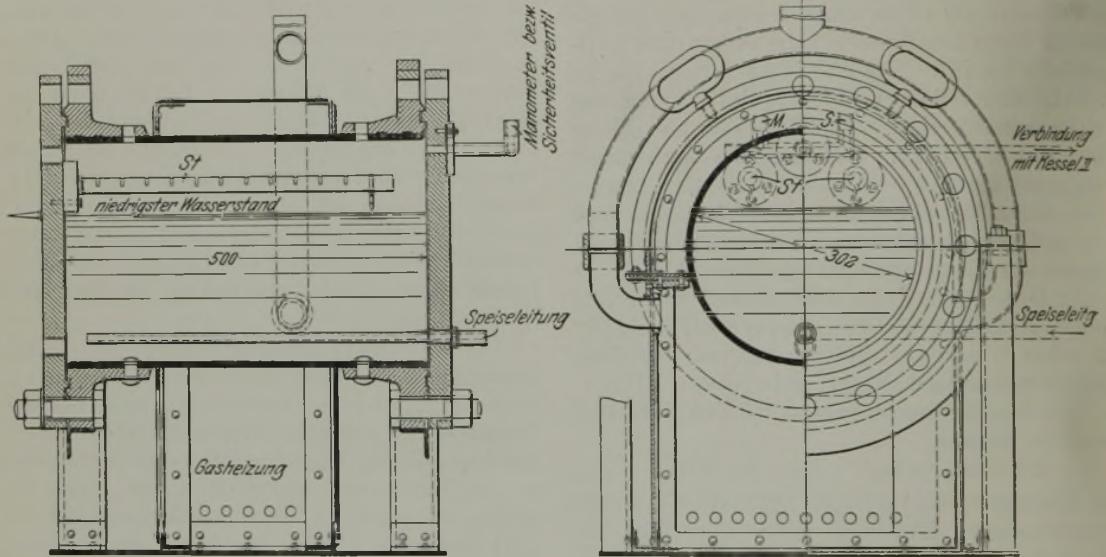


Abbildung 1. Versuchskessel.

Die Bauart der Versuchskessel ist aus Abb. 1 ersichtlich. Die Kessel wurden mit Wassergas geheizt. Das Speiserohr (siehe Abb. 1) war mit feinen Löchern versehen, so daß sich das nachzuspeisende Wasser gleichmäßig über die ganze Kessellänge verteilen konnte. Die am vorderen Deckel angebrachten eisernen Stäbe (St in Abb. 1) dienten zum Aufhängen der Probeplättchen. Die beiden Kessel I und II wurden nebeneinander aufgestellt (s. Abb. 2). Der Kessel I sollte mit dem Vergleichswasser (destilliertes Wasser), der Kessel II mit der jeweiligen Salzlösung betrieben werden.

Um jederzeit in beiden Kesseln die gleichen Versuchsbedingungen (gleicher Druck und gleiche Temperatur) einhalten zu können, waren ihre Dampfzäume durch eine mit Wärmeschutzmasse umhüllte Rohrschlinge verbunden (s. Abb. 2).

Zu den Versuchen wurden die gleichen Metalle, Eisen, Messing und Rotguß (s. Zahlentafel 1) in den

<sup>9)</sup> Es sei gestattet, der Leitung des Ammoniakwerkes für diese großzügige Unterstützung, durch die die Durchführung der Versuche überhaupt erst ermöglicht wurde, auch an dieser Stelle zu danken.

Kessel I wurde bei allen Versuchen mit 25 l destilliertem Wasser, Kessel II mit 25 l der jeweiligen Salzlösung beschickt. Unmittelbar nach dem Füllen wurde die Heizung angestellt.

Als Versuchsdauer waren für alle Versuche  $6 \times 24 = 144$  st bei 16 at Druck vorgesehen. Die Versuchsdauer (144 st) rechnet von dem Zeitpunkt an, bei dem die Manometer 16 at Druck anzeigten. Die Anheizperiode dauerte in der Regel  $2\frac{1}{2}$  bis 3 st. Um Konzentrationsänderungen im Kessel II während der 144stündigen Versuchsdauer zu vermeiden, erfolgte das Nachspeisen für beide Kessel ausschließlich mit destilliertem Wasser.

Nach 144 st wurde die Feuerung abgestellt und die Kessel der Abkühlung auf etwa Zimmerwärme überlassen. Nach dem Ablassen des Speisewassers wurden die Probeplättchen herausgenommen, gereinigt und zurückgewogen.

<sup>10)</sup> Diese Anordnung wurde gewählt, um jede Beeinflussung der verschiedenen Metalle untereinander durch Bildung galvanischer Elemente (Eisen-Messing, Eisen-Rotguß, Messing-Rotguß) zu verhindern.



Durchführung der Versuche.

Bei den ersten Versuchsreihen (mit Magnesiumchloridlösungen) machte zunächst das Dichthalten des Sicherheitsventils Schwierigkeiten; erst nach Anfertigung eines Ventils aus nichtrostendem Stahl (V 2 A von Krupp) ließ sich dieser Mangel beheben.

Um schließlich noch dem Einwand zu begegnen, daß trotz der isolierten Aufhängung der Messing-

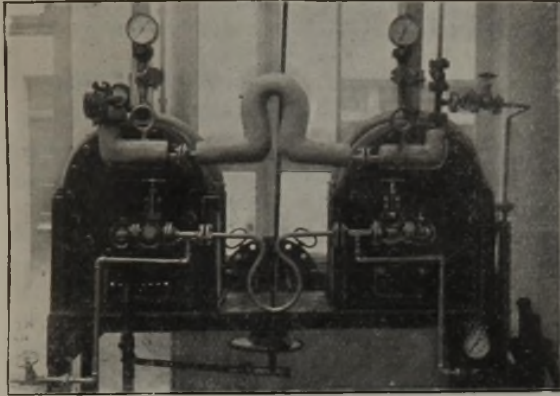


Abbildung 2. Versuchskessel.

und Rotgußplättchen eine Beeinflussung der Eisenplättchen durch die edleren Legierungen Messing und Rotguß stattgefunden haben könnte, wurden noch einige weitere Versuche mit Magnesiumchloridlösungen in der Weise durchgeführt, daß sich in beiden Kesseln I und II nur Eisenplättchen befanden.

Wenn eine gegenseitige Beeinflussung stattgefunden hätte, so könnte sie nur in der Weise gewirkt haben, daß das unedlere Eisen bei gleichzeitiger Gegenwart der edleren Legierungen stärker angegriffen wurde als bei den Versuchen, bei denen sich nur Eisenplättchen in beiden Kesseln befanden. Bei den Kontrollversuchen (s. Abb. 3) waren jedoch die Eisenplättchen z. T. sogar erheblich stärker angegriffen als bei dem Hauptversuch. Eine Beeinflussung in dem oben angedeuteten Sinne konnte daher nicht stattgefunden haben. Für alle späteren Versuchsreihen wurde daher die ursprüngliche Versuchsanordnung beibehalten.

Vor jedem Versuch wurden beide Kessel mit destilliertem Wasser ausgekocht und neu graphitiert. Insgesamt wurden 9 Versuchsreihen mit 107 Einzelversuchen durchgeführt.

Ergebnisse der Angriffsversuche im Dampfkessel.

Vergleichsversuche mit destilliertem Wasser in Kessel I.

Zu den Vergleichsversuchen mit destilliertem Wasser in Kessel I ist folgendes zu sagen.

Die starke Krümmung des Verbindungsrohres zwischen Kessel I und II (s. Abb. 2) ließ eine Verunreinigung des destillierten Wassers in Kessel I durch den Salzgehalt des Wassers aus Kessel II von vornherein als ausgeschlossen erscheinen, was auch gelegentliche Nachprüfungen bestätigten.

Der Angriff der Metallplättchen im Kessel I ist daher ausschließlich auf das destillierte Wasser bzw. auf den im Kessel bereits vorhandenen und durch das Speisewasser neu zugeführten Sauerstoff- (und Kohlensäure-) Gehalt zurückzuführen.

Beim Eisen haben lediglich die ersten Versuchsreihen eine etwas höhere durchschnittliche Gewichtsabnahme ergeben. Der Grund dürfte in der bereits erwähnten Schwierigkeit, das Sicherheitsventil dicht zu halten, zu suchen sein. Hierdurch erforderten einzelne Versuche mehr Speisewasser, wodurch gleichzeitig mehr Sauerstoff dem Kessel zugeführt wurde<sup>11)</sup>. Das Messing zeigte durchgängig eine sehr gleichmäßige Gewichtsabnahme. Sie erklärt sich daraus, daß die Zersetzungsprodukte so fest auf der Metalloberfläche hafteten, daß sie ohne Verletzung des nichtzersetzten Messings nicht zu entfernen waren. Bei der ersten Versuchsreihe wurde der Versuch der Entfernung durch Schaben der Oberfläche gemacht, er führte aber zu keinen übereinstimmenden Ergebnissen; bei allen anderen Versuchsreihen wurden die Messingplättchen lediglich durch Abreiben mit einem weichen Tuch von lose anhaftendem Belag gereinigt und nach dem Trocknen zur Wägung gebracht.

Die Rotgußplättchen wiesen sehr gleichmäßigen etwas kräftigeren Angriff auf.

Angriffsversuche im Kessel II mit reinen Salzlösungen.

1. Magnesiumchloridlösungen im Dampfkessel (Abb. 3).

Messing und Rotguß. Der Angriff war bei beiden Metallen nicht erheblich, er bewegte sich etwa in der gleichen Größenordnung wie bei den Ver-

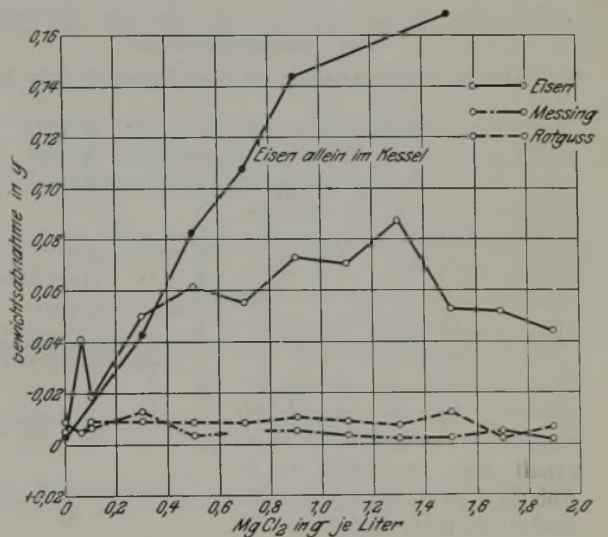


Abbildung 3. Magnesiumchlorid im Dampfkessel (Tabelle XXV und XXVI)

suchen in destilliertem Wasser (Kessel I). Teils wurde Messing, teils Rotguß etwas stärker angegriffen. Steigende Mengen von Magnesiumchlorid waren ohne erkennbaren Einfluß. Bemerkenswert ist, daß sich hier die Zersetzungsprodukte des

<sup>11)</sup> Sinngemäß gilt das gleiche auch für Kessel II.

Messings (mit einer Ausnahme) leicht durch Abwischen entfernen ließen, so daß untereinander gut übereinstimmende Gewichtsabnahmen erhalten wurden.

Eisen. Zusätze von Magnesiumchlorid zum destillierten Wasser bedingten ein starkes Ansteigen

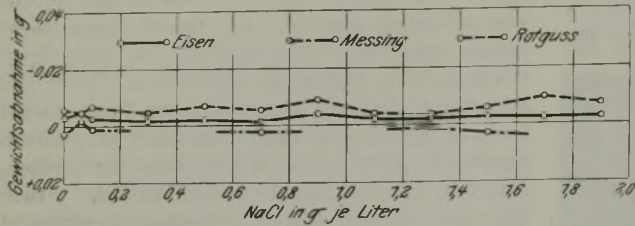


Abbildung 4. Natriumchlorid im Dampfkessel (Tabelle XXVII).

des Angriffs. Setzt man die durchschnittliche Gewichtsabnahme der Eisenplättchen in destilliertem Wasser = 1, so ergibt sich für die Plättchen in den

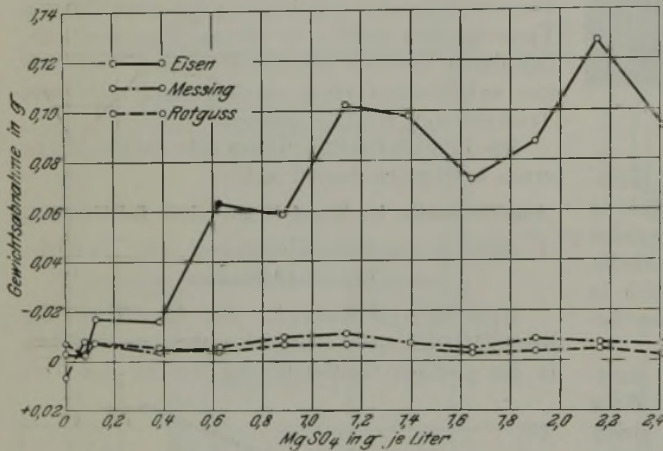


Abbildung 5. Magnesiumsulfat im Dampfkessel (Tabelle XXVIII).

Magnesiumchloridlösungen der Wert 10. Durchschnittlich wurden also die Eisenplättchen in magnesiumchloridhaltigem Wasser zehnmal so stark angegriffen wie in destilliertem. Die Angriffskurve erreicht ihren Höchstpunkt bei 1,3 g  $MgCl_2$  im Liter (Abb. 3) und fällt dann etwas ab. Bei den Kontrollversuchen, bei denen sich nur Eisenplättchen im Kessel befanden, stieg der Angriff mit steigendem Magnesiumchloridgehalt ganz regelmäßig an (s. Abb. 3). Er war sehr beträchtlich größer als beim Hauptversuch.

## 2. Natriumchloridlösungen im Dampfkessel (Abb. 4).

Messing und Rotguß. Die Messingplättchen wiesen teils Gewichtsabnahmen, teils Gewichtszunahmen auf, ein Einfluß der Salzkonzentration war nicht zu beobachten.

Die Rotgußplättchen wurden in den Natriumchloridlösungen teils etwas stärker, teils etwas

schwächer angegriffen als von destilliertem Wasser. Ein deutlicher Einfluß steigender Salzkonzentrationen war ebenfalls nicht festzustellen.

Eisen. Im Gegensatz zum Magnesiumchlorid verhielt sich Natriumchlorid völlig neutral. Im Gesamtdurchschnitt betrug die mittlere Gewichtsabnahme der Eisenplättchen 0,0025 g, in destilliertem Wasser bei der gleichen Versuchsreihe 0,0030 g. Der Angriff war demnach in destilliertem Wasser fast gleich stark.

## 3. Magnesiumsulfatlösungen im Dampfkessel (Abb. 5).

Messing und Rotguß. Die Messingplättchen wiesen im allgemeinen etwas stärkere Gewichtsabnahmen auf als die Rotgußplättchen. Ein Einfluß steigender Salzkonzentrationen war nicht erkennbar. Der Angriff des Rotgusses war im allgemeinen etwas geringer als beim destillierten Wasser.

Eisen. Die Kurve der Gewichtsabnahmen zeigt mit steigenden Gehalten an Magnesiumsulfat stark ansteigende Tendenz. Bei der Lösung mit 0,1263 g  $MgSO_4$  beträgt die Gewichtsabnahme der Eisenplättchen bereits das 6fache, bei der Lösung mit 0,6902 g  $MgSO_4$  das 22fache und bei der Lösung mit 2,1480 g  $MgSO_4$  das 45fache des Angriffs der Eisenplättchen in destilliertem Wasser.

## 4. Natriumsulfatlösungen im Dampfkessel (Abb. 6).

Messing und Rotguß. Die Messing- und Rotgußplättchen zeigten recht gleichmäßige, unerhebliche Gewichtsabnahmen. Ein Einfluß steigender Salzkonzentrationen war nicht festzustellen. Im allgemeinen wurden die Rot-

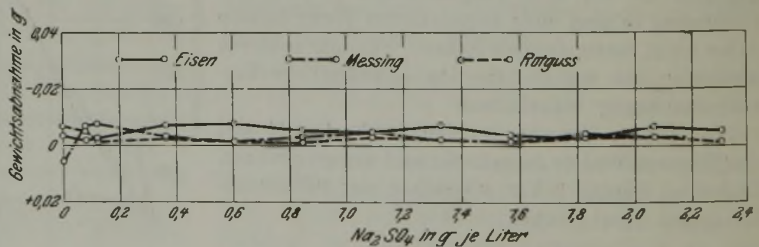


Abbildung 6. Natriumsulfat im Dampfkessel (Tabelle XXIX).

gußplättchen schwächer angegriffen als von destilliertem Wasser.

Eisen. Ebenso wie die Natriumchloridlösungen verhielten sich auch die Natriumsulfatlösungen dem Eisen gegenüber neutral. Der Gesamtmittelwert der Gewichtsabnahmen betrug 0,0055 g; er ist nur etwas höher als der Mittelwert der Eisenplättchen im destillierten Wasser der gleichen Versuchsreihe (0,0030 g).

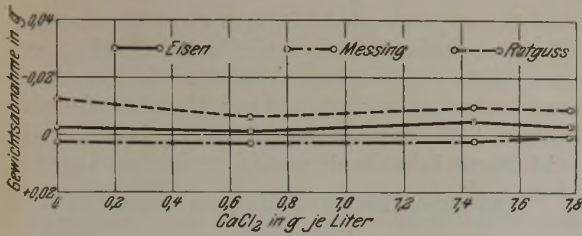


Abb. 7. Kalziumchlorid im Dampfkessel (Tabelle XXX).

5. Kalziumchloridlösungen im Dampfkessel (Abb. 7).

Messing und Rotguß. Die Messingplättchen wiesen Gewichtszunahmen, die Rotgußplättchen Gewichtsabnahmen auf. Ein Einfluß steigender Konzentration war nicht zu erkennen.

Eisen. Ebenso wie Natriumchlorid und Natriumsulfat verhielt sich auch Kalziumchlorid dem Eisen gegenüber völlig neutral.

Zusammenfassend kann zu den Versuchen in reinen Salzlösungen, soweit Eisen in Frage kommt, folgendes gesagt werden. Eisen wird durch Natriumchlorid, Natriumsulfat und Kalziumsulfat im Dampfkessel selbst bei 16 at Druck nicht angegriffen. Die geringen festgestellten Gewichtsabnahmen sind durch den im Kessel bereits vorhandenen bzw. durch den durch das Speisewasser neu zugeführten Sauerstoff- (und Kohlensäure-) Gehalt verursacht. Wenn es demnach technisch durchführbar wäre, dem Kessel nur völlig sauerstofffreies Wasser zuzuführen, so wäre ein Angriff des Eisens selbst bei Gegenwart erheblicher Mengen von Natrium- und Kalziumsalzen nicht zu befürchten.

Ganz anders verhielten sich die Magnesiumsalze (Chloride und Sulfate) bei 16 at im Dampfkessel. Der Angriff stieg mit steigendem Salzgehalt und erreichte schließlich ein Vielfaches des Angriffs im destillierten Wasser.

Die Erklärung hierfür ist in einer weitgehenden hydrolytischen Spaltung der Magnesiumsalze bei 16 at Dampfdruck im Kessel zu suchen. Zu der Wirkung des Sauerstoffs (Rostwirkung) kommt noch die Wirkung der Hydrolyse (Abspaltung von Säure) hinzu. Die Versuche zeigen jedenfalls, daß reine Magnesiumsalzlösungen für den Dampfkessel gefährlich sind.

Angriffsversuche in Kessel II mit Salzgemischen.

1. Kaliendlaugen im Dampfkessel (Abb. 8).

Messing und Rotguß. Beide Metalle zeigten nahezu die gleichen Gewichtsabnahmen wie Rotguß in destilliertem Wasser (Kessel I). Ein Einfluß des steigenden Gehaltes an Kaliendlauge war nicht erkennbar.

Eisen. Die Angriffskurve für Eisen zeigt mit steigendem Gehalt des Wassers an Endlauge stark

ansteigende Tendenz. Der Verlauf der Kurve ist etwa der gleiche wie bei Magnesiumsulfat (Abb. 5). Das Eisen wird demnach von Kaliendlauge im Dampfkessel bei 16 at Druck stark angegriffen, während bei Zimmerwärme eine Verstärkung des Angriffs nicht festzustellen war. Die Erklärung für den starken Angriff ist auch hier in der hydrolytischen Spaltung der Magnesiumsalze zu suchen.

2. Salzgemische im Dampfkessel (Abb. 9 bis 14).

Messing und Rotguß verhielten sich auch bei den Salzgemischen ähnlich wie bei allen anderen Versuchen. Meist wurden die Messingplättchen, gelegentlich aber auch die Rotgußplättchen etwas stärker angegriffen. Eine Gesetzmäßigkeit war nicht zu erkennen. Im allgemeinen war der Angriff von ähnlicher Größenordnung wie beim destillierten Wasser.

Bezüglich des Angriffs der Eisenplättchen gilt folgendes.

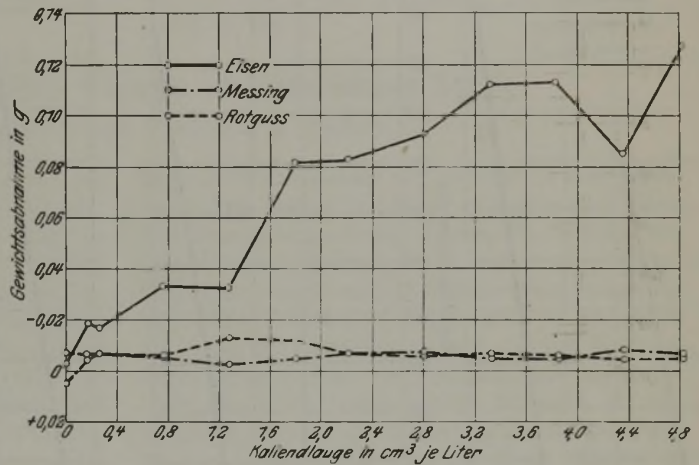


Abbildung 8. Kaliendlauge im Dampfkessel (Tabelle XXX1).

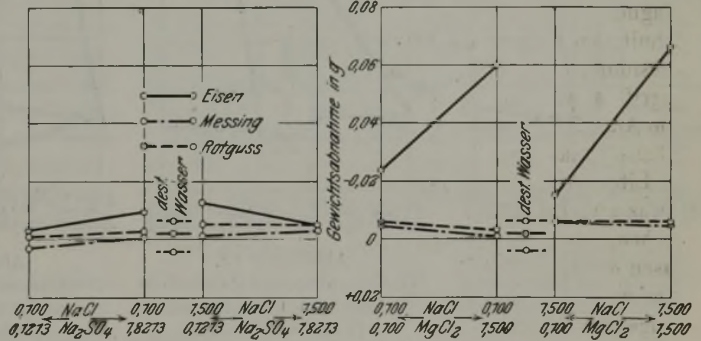


Abbildung 9. Natriumchlorid und Natriumsulfat im Dampfkessel.

Abb. 10. Natriumchlorid und Magnesiumchlorid im Dampfkessel.

Natriumchlorid und Natriumsulfat (Abb. 9).

Die Salzgemische der beiden Natriumsalze (Chloride und Sulfate) haben nur einen kaum erkennbaren Einfluß auf den Rostangriff des Eisens ausgeübt. Die gefundenen Gewichtsabnahmen liegen nur bei zwei Lösungen etwas über dem Höchstwert der Gewichtsabnahme des Eisens in destilliertem Wasser. Es ist wahrscheinlich, daß es sich hierbei nur um

zufällige Schwankungen handelt, die bei Versuchen im Dampfkessel unvermeidlich sind.

Natriumchlorid und Magnesiumchlorid (Abb. 10).

Mit steigendem Gehalt an Magnesiumchlorid steigt der Angriff. Ueberwiegt aber das Natriumchlorid stark, so wird anscheinend die Hydrolyse des Magnesiumchlorids zurückgedrängt, der Angriff auf Eisen demnach verringert. Bei gleich hohem Natrium- und Magnesiumchloridgehalt tritt jedoch eher eine Verstärkung des Angriffs ein.

Natriumchlorid und Magnesiumsulfat (Abb. 11).

Kleine Mengen von Natriumchlorid und Magnesiumsulfat (Lösung Nr. 67) bedingten nur einen

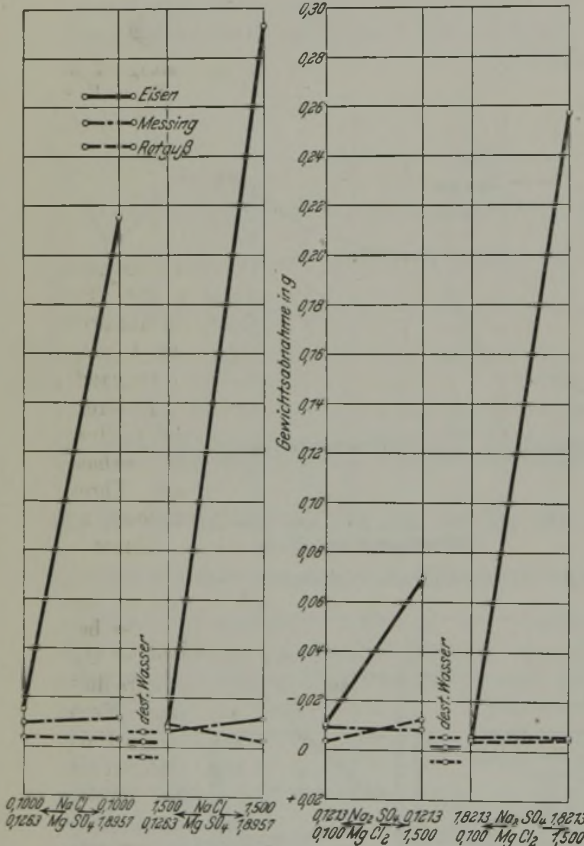


Abbildung 11. Natriumchlorid und Magnesiumsulfat im Dampfkessel (Tabelle XXXII).

schwachen Angriff; bei starkem Ueberwiegen von Natriumchlorid war der Angriff noch schwächer, er näherte sich dem Wert für destilliertes Wasser. Hohe Gehalte von Magnesiumsulfat bedingten ein sehr starkes Ansteigen des Angriffs. Auffallend erscheint, daß bei gleichzeitig hohem Natriumchlorid- und Magnesiumsulfatgehalt der Angriff am stärksten war.

Natriumsulfat und Magnesiumchlorid (Abb. 12).

Die Lösungen mit kleinem Natriumsulfat- und steigendem Magnesiumchloridgehalt verhielten sich

wie die entsprechenden Lösungen von Natrium- und Magnesiumchlorid (Abb. 10). Starkes Ueberwiegen von Natriumsulfat drängt anscheinend die Hydrolyse von wenig Magnesiumchlorid völlig zurück. Gleichzeitiges Vorhandensein von viel Natriumsulfat und viel Magnesiumchlorid ergab sehr starken Angriff.

Natriumsulfat und Magnesiumsulfat (Abb. 13).

Der Verlauf der Angriffskurven ist nahezu der gleiche wie bei den Lösungen von Natriumchlorid und Magnesiumsulfat (Abb. 11). Mit steigender Menge von Magnesiumsulfat wuchs der Angriff und erreichte seinen Höchstwert bei der Lösung mit

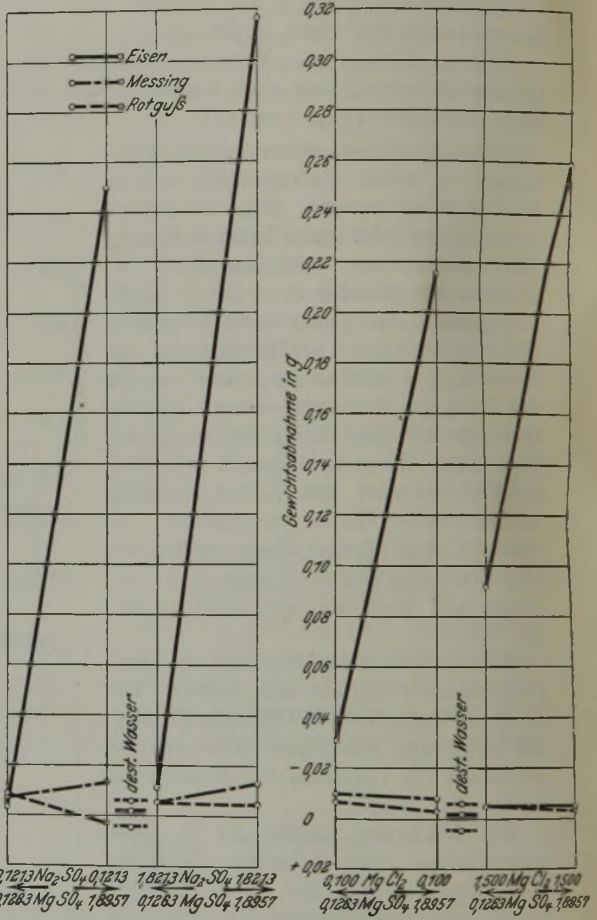


Abbildung 12. Natriumsulfat und Magnesiumchlorid im Dampfkessel (Tabelle XXXII).

gleichzeitig hohem Gehalt an Natrium- und Magnesiumsulfat.

Magnesiumchlorid und Magnesiumsulfat (Abb. 14).

Schon bei sehr kleinen Gehalten an Magnesiumchlorid und -sulfat setzte hier, im Gegensatz zu den anderen Versuchen mit Salzgemischen (Abb. 10 bis 13), ein deutlicher Angriff ein. Er wuchs mit steigender Salzkonzentration. Die Lösung mit hohen Gehalten an Magnesiumchlorid und -sulfat ergab den stärksten Angriff auf Eisen, immerhin blieb er hinter dem

durch einige andere Salzgemische (Abb. 11 und 13) bedingten Angriff noch etwas zurück<sup>12)</sup>.

Zusammenfassend kann zu den Versuchen im Dampfkessel folgendes gesagt werden.

1. Messing und Rotguß. Innerhalb der gewählten Versuchsdauer (144 Betriebsstunden) war ein deutlicher Einfluß der Magnesiumsalze auf die Korrosion von Messing und Rotguß nicht festzustellen.

2. Eisen. Während die Salze des Natriums (Chloride und Sulfate) sowie des Kalziums im Dampfkessel ohne jeden Einfluß auf den Angriff des Eisens waren, ergaben die Versuche mit magnesiumhaltigen Wässern einen mit steigender Konzentration an Magnesiumsalzen stark ansteigenden Angriff; er erreichte schließlich ein Vielfaches des Angriffs in destilliertem Wasser.

Die Erklärung hierfür ist in der hydrolytischen Spaltung der Magnesiumsalze bei hohen Tempera-

<sup>12)</sup> Eine ausreichende Erklärung läßt sich hierfür z. Zt. noch nicht geben.

turen und Drücken zu suchen, während die Natrium- und Kalziumsalze keine Hydrolyse (Abspaltung von Säure) erleiden.

Die Versuche haben demnach einwandfrei ergeben, daß Magnesiumsalze für den Dampfkessel gefährlich sind. Die Gefahr wächst mit der allmählichen Anreicherung des Speisewassers an Magnesiumsalzen.

Es sei jedoch ausdrücklich darauf hingewiesen, daß sich die Untersuchungen lediglich auf die Feststellung der Gesamt-Gewichtsabnahme bei den Versuchen beziehen, daß hingegen Schlußfolgerungen auf eine etwaige Beeinflussung der physikalischen Eigenschaften des Eisens durch die verschiedenen Salzlösungen, wie sie in neuerer Zeit verschiedentlich als wahrscheinlich hingestellt worden sind<sup>13)</sup>, nicht gezogen werden können.

<sup>13)</sup> R. S. Williams u. V. O. Homerberg: Trans. Am. Soc. Steel Treat. 5 (1924), S. 399; St. u. E. 45 (1925), S. 722.

## Beitrag zur analytischen Chemie wolframhaltiger Stähle.

! Von Chefchemiker Felix Fettweis in Bochum.

G. v. Knorre hat in dieser Zeitschrift<sup>1)</sup> ein Verfahren zur Bestimmung des Chroms in wolframhaltigen Stählen angegeben, bei dem das Wolfram durch Phosphorsäure in Lösung gehalten und damit die zeitraubende Filtration der Wolframsäure unnötig gemacht wird. Zu diesem Zwecke macht er die saure, mit Natriumphosphat versetzte Lösung erst stark alkalisch und säuert sie dann wieder an. Das Alkalischemachen ist nach v. Knorre nötig, weil schon ausgeschiedene Wolframsäure in saurer Lösung durch Phosphorsäure nicht wieder gelöst werden kann. Nun ist es aber trotzdem denkbar, daß auch in saurer Lösung das Wolfram in Lösung gebracht werden könnte, wenn die Wolframsäure bereits in statu nascendi Gelegenheit hätte, mit Phosphorsäure zusammenzutreffen. Dies ist in der Tat auch der Fall. In den Laboratorien einiger deutscher Stahlwerke wird von dieser Tatsache schon seit zehn Jahren bei der Untersuchung von Chromwolframstählen Gebrauch gemacht, und ebenso arbeitet H. O. Ward<sup>2)</sup> bei der Analysierung dieser Stahlarten.

Hier liegt also ein Widerspruch mit den Angaben von v. Knorre vor, zu dessen Aufklärung einige Lösungsversuche mit Wolframstahl unter Anwendung von Phosphorsäure gemacht wurden. Es zeigte sich hierbei, daß wolframhaltige Stähle sich vollkommen klar lösen lassen, wenn man sie unter Zugabe von einigen Kubikzentimetern Phosphorsäure mit Salpetersäure behandelt, oder wenn man die salz- bzw. schwefelsaure Lösung, die durch ausgeschiedenes Wolframpulver schwarz gefärbt ist, mit Salpetersäure oxydiert. Wenn man jedoch Ammoniumpersulfat nimmt, so fällt immer ein geringer

Teil der Wolframsäure aus, sogar auch dann noch, wenn diese vorher in Lösung gegangen war. Eine Ausnahme machen ferner chromhaltige Stahlsorten, die sich nicht vollständig lösen, wenn in der Lösungsflüssigkeit von vornherein Salpetersäure vorhanden ist. Diese Verhältnisse mögen wohl v. Knorre zu der irrigen Ansicht verleitet haben, daß sich Wolframstähle unter Zusatz von Phosphorsäure überhaupt nicht klar lösen lassen. Auch Versuche, Chromwolframstahl erst in Phosphorsäure zu lösen und dann mit Salpetersäure zu oxydieren, führten zu keinem Ergebnis.

Weiter ergab sich, daß es auch möglich ist, beim Auflösen des Stahles in Salpetersäure sowie beim Auflösen in Schwefelsäure und nachfolgender Oxydation durch Salpetersäure die Phosphorsäure durch Weinsäure zu ersetzen. Doch muß man hierbei vorsichtig arbeiten, damit die Weinsäure im Gange der Untersuchung nicht zerstört wird. Nimmt man jedoch Salzsäure, so fällt meistens die Wolframsäure beim Oxydieren aus.

Es wurde nun untersucht, ob es möglich wäre, die Verfahren zur Analyse wolframhaltiger Stähle durch die Anwendung von Phosphorsäure zu vereinfachen.

### 1. Manganbestimmung.

Hierbei kam nur das Persulfatverfahren in Frage, das in der vom Chemikerausschuß des Vereins deutscher Eisenhüttenleute empfohlenen Form benutzt wurde<sup>3)</sup>. Es zeigte sich, daß der Zusatz von Phosphorsäure bei diesem Verfahren schädlich ist. Bei Wolframgehalten unter 10 % und Mangangehalten von nur einigen Zehntel Prozenten erhielt man zwar richtige Werte, doch ist hier der Zusatz von Phosphorsäure nicht nötig, da nach den

<sup>1)</sup> St. u. E. 27 (1907), S. 1251/6.

<sup>2)</sup> Chem. Met. Engg. 23 (1920), S. 28; St. u. E. 42 (1922), S. 1060.

<sup>3)</sup> St. u. E. 35 (1915), S. 947/52.

Untersuchungen des Chemikerausschusses ausgeschiedene Wolframsäure ohne Einfluß ist. Bei höheren Mangangehalten erhält man auch bei Abwesenheit von Wolfram keine richtigen Werte. Bei viel Wolfram und wenig Mangan, wie es bei Ferrowolfram der Fall ist, das sich, wie gefunden wurde, durch die gleichzeitige Wirkung von Salpetersäure und Phosphorsäure in Lösung bringen läßt, ergaben sich wieder andere Hindernisse. Die Lösung färbte sich nämlich unter dem Einfluß des zugesetzten Ammoniumpersulfates infolge Bildung einer wahrscheinlich manganhaltigen Verbindung, die durch arsenige Säure nicht reduziert wurde, schwach rosa. Die Ergebnisse sind infolgedessen zu niedrig. Bei Wolframpulver, das nur 0,02 bis 0,03 % Mn enthält, und das sich sehr leicht in phosphorsäurehaltiger Salpetersäure löst, dürfte das Verfahren jedoch praktisch genügend genau sein.

## 2. Chrombestimmung.

G. v. Knorre hat schon nachgewiesen, daß bei der Titration des Chroms mit Permanganat und Ferrosulfat die Anwesenheit von gelöster Phosphorwolframsäure ohne Einfluß ist. Durch neue Versuche, die sich auf mehrere der zahlreichen vorgeschlagenen Abänderungen dieser Arbeitsweise erstreckten, wurde festgestellt, daß auch bei direktem Zusatz der Phosphorsäure zur Lösungsflüssigkeit keine Störungen eintreten. Beim Oxydieren mit Ammoniumpersulfat fällt, wie erwähnt, etwas Wolframsäure aus, was jedoch ohne jeden Einfluß ist. Ein großer Vorteil der besprochenen Arbeitsweise zeigte sich darin, daß die Ergebnisse bei hohen Wolfram- und Chromgehalten, wie sie bei hochlegierten Schnelldrehstählen vorkommen, viel sicherer waren. Da die Wolframsäure bei Oxydation der komplexen Karbide sofort in Lösung geht, kann sie nämlich die unveränderten Teilchen nicht einhüllen und dadurch vor dem Angriff des Oxydationsmittels schützen.

## 3. Nickelbestimmung.

Die Untersuchung erstreckte sich zunächst auf die zyanometrische Nickelbestimmung in der von E. Szász \*) beschriebenen Form. Da Phosphorsäure sich als unbrauchbar zum Inlösunghalten des Wolframs erwies, mußte Weinsäure bzw. ein weinsaures Salz dazu benutzt werden. Hierbei zeigte sich,

\*) St. u. E. 33 (1913), S. 1700.

daß die Gegenwart der komplexen Wolframverbindung einflußlos auf das Ergebnis der Nickelbestimmung war. Der Zusatz von Natriumpyrophosphat ist, streng genommen, bei diesem Verfahren nicht nötig, da man bekanntlich das Eisen auch durch die Weinsäure am Ausfällen verhindern kann. Durch dieses Salz wird jedoch die, besonders bei Gegenwart von Chrom, sehr dunkle Lösung so aufgehellt und die Titration hierdurch so erleichtert, daß der Zusatz eine erhebliche Verbesserung des Verfahrens bedeutet. Man muß sich allerdings mit Lackmuspapier davon überzeugen, daß die Lösung durch den Zusatz des Ammoniaks wirklich alkalisch geworden ist, da sie schon vorher klar wird. Bei der Einstellung der Titerflüssigkeiten muß man auf genau dieselbe Art verfahren, indem man einmal nickelfreien Stahl und dann einen Nickelstahl, dessen Nickelgehalt gewichtsanalytisch bestimmt ist, titriert, was übrigens auch für wolframbefreien Stahl gilt. Man erfährt so die Stärke der unveränderlichen Nickelsulfatlösung und das Verhältnis derselben zur Zyankaliumlösung, das man häufig feststellen muß. Die von Szász angegebene Art der Titerstellung in ein und derselben Flüssigkeit dürfte nicht genau sein, da das Verhältnis der Titerflüssigkeiten zueinander nicht nur von der Menge der in ihnen enthaltenen Chemikalien, sondern auch vom Volumen der zu titrierenden Flüssigkeit abhängig ist.

Es wurde auch versucht, das Nickel gewichtsanalytisch mit Dimethylglyoxim zu bestimmen. Die erhaltenen Werte fielen jedoch infolge mitgerissenen Wolframs etwas zu hoch aus. Bei einem Wolframgehalt des Stahles von 3 % betrug der Fehler 0,05 bis 0,10 %.

## 4. Siliziumbestimmung.

Vorversuche, bei denen die salzsaure, mit Salpetersäure oxydierte Lösung eingedampft wurde, ergaben, daß auch beträchtliche Mengen von Phosphorsäure die quantitative Abscheidung der Kieselsäure nicht verhinderten. War jedoch Wolfram zugegen, so fielen die Ergebnisse etwas zu hoch aus. Bei einer Probe mit 12 % W und 0,65 % Si, die durch Mischen der Späne eines Schnelldrehstahles mit solchen von Federstahl erhalten wurde, betrug der Fehler nicht ganz 0,10 %. Da man die Kieselsäure doch abrauchen müßte, um richtige Werte zu erhalten, ist bei der Siliziumbestimmung der Zusatz von Phosphorsäure nutzlos.

# Ueber Hartguß.

Von Professor Dr.-Ing. P. Goerens und Dr.-Ing. H. Jungbluth in Essen.

(Ueberblick über die vorhandenen Forschungsergebnisse seit etwa 1903. Untersuchung über die Wirkung von Kohlenstoff und Silizium sowie von Gießtemperatur und Kokillendicke auf Härte und Härtetiefe an Hand von Versuchswalzen. Nachprüfung der gefundenen Werte und zahlenmäßige Ergänzung durch Großzahlforschung an Betriebswalzen.)

Systematische Untersuchungen über Hartguß sind nur spärlich im Schrifttum zu finden. Daher weichen auch heute noch die Ansichten über wesentliche Punkte häufig weit voneinander ab. Aufgabe folgender Arbeit soll es sein, über einige besonders wichtige Punkte die im Schrifttum vertretenen Ansichten zusammenzutragen, einer kri-

tischen Würdigung zu unterziehen und durch eigene Versuche nachzuprüfen und zu ergänzen.

## I. Uebersicht über das vorhandene Schrifttum.

Als wichtigste Eigenschaft des Hartgusses darf man seine Härte ansprechen. Da sie in erster Linie

auf dem Ledeburanteil beruht, ist zu erwarten, daß sie mit steigendem Kohlenstoffgehalte wächst, mit fallendem sich erniedrigt. Im allgemeinen sind die Meinungen darüber einig. Osann<sup>1)</sup> und Schüz<sup>2)</sup> z. B. stellen dies fest. Osann weist darauf hin, daß abgesehen von anderen Faktoren der hohe Kohlenstoffgehalt das schwedische Holzkohlenroheisen so geeignet für den Hartguß mache. Allerdings findet man nirgends zahlenmäßige Angaben über die Abhängigkeit der Härte vom Kohlenstoffgehalt. Das mag in erster Linie daher kommen, daß der bislang untersuchte Hartguß meist zwischen 3 und 3,5 % C hatte, und daß in diesem Gebiet die Härteschwankungen nicht hinreichend deutlich meßbar waren.

Ueber die Wirkung des Siliziums auf die Härte findet man nur bei Schüz<sup>2)</sup> eine Angabe, die besagt, daß Silizium keinen Einfluß habe.

Ueber den Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Härte sind nur wenige Angaben vorhanden. Osann<sup>1)</sup> sagt, die Wandstärke der Kokille (die ja in diesem Falle allein eine Regelung der Abkühlungsgeschwindigkeit ermöglichen kann, soweit man nicht eine Kokille aus einem anderen Material als Eisen verwendet) beeinflusse die Härte. Schüz<sup>2)</sup> stellt einen Einfluß der Kokillenwandstärke überhaupt in Abrede, da die Wärmeleitfähigkeit des Kokillmaterials nicht groß genug sei, um Wandstärken, die über das durch die Haltbarkeit gebotene Maß hinausgingen, überhaupt zur Wärmeentziehung auszunutzen.

Ueber den Einfluß der Gießtemperatur auf die Härte herrscht gleichfalls keine Klarheit. Irresberger<sup>3)</sup> vertritt die Ansicht, daß heißes Eisen die bessere Härtung ergibt, während Schüz<sup>2)</sup> behauptet, es sei kein Unterschied in der Härte zwischen heiß und kalt vergossenem Material.

Nächst der Härte ist die Härtetiefe die am meisten interessierende Eigenschaft, wobei man unter Härtetiefe allgemein die rein weiße Schicht unter Ausschluß der melierten Uebergangsschicht versteht. Die weiße plus der melierten Schicht nennt man Einstrahltiefe. Ganz allgemein wird angegeben, daß Silizium der Regler für die Härtetiefe ist. Adams<sup>4)</sup>, Geiger<sup>5)</sup>, Osann<sup>1)</sup>, Schüz<sup>2)</sup> und Irresberger<sup>3)</sup> bestätigen zum Teil zahlenmäßig diese Tatsache. Auf Grund des von Maurer<sup>6)</sup> entworfenen Gußeisendiagramms ist das auch leicht verständlich, da man bei steigendem Silizium- und gleichbleiben-

dem Kohlenstoffgehalt sich immer mehr in Felder mit wachsender Tendenz zur Bildung des stabilen Gleichgewichts begibt.

Aus eben diesem Diagramm muß man ableiten, daß man bei gleichem Silizium- und fallendem Kohlenstoffgehalt sich wieder Feldern nähert, die zur Ausbildung des metastabilen Gleichgewichts neigen. Infolgedessen müßte die Unterkühlbarkeit und damit die Härtetiefe wachsen. Während nun Osann<sup>1)</sup> im Einklang mit der theoretischen Ueberlegung diesen Standpunkt vertritt, daß man nämlich bei hohem Kohlenstoffgehalt eine dünne, aber sehr harte Schale, bei niedrigerem eine dickere, aber weichere erhält, nimmt Schüz<sup>2)</sup> an, daß der Kohlenstoff auf die Härtetiefe keinen Einfluß habe.

Auch über die Wirkung verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeiten, erzielbar durch verschiedene Kokillendicke, sind die Meinungen geteilt. Schüz<sup>2)</sup> bestreitet aus oben angegebenen Gründen überhaupt die Möglichkeit, mit der Kokillendicke die Abkühlungsgeschwindigkeit zu regeln. Irresberger<sup>3)</sup> verlangt eine bestimmte Wandstärke, um ein Zurückgehen der Härtetiefe durch Karbidzerfall infolge Ausglühwirkung seitens des heißen Kernes zu vermeiden. Walzen unter 750 mm Ballendurchmesser sollen Kokillendicken von 50 % des Walzendurchmessers haben, solche über 750 mm  $\phi$  von 40 %. Auch Osann<sup>1)</sup> glaubt einen Einfluß der Kokillendicke auf die Tiefe der Härtung feststellen zu können.

Was den Einfluß der Gießtemperatur auf die Härtetiefe angeht, so sind auch darüber die Meinungen nichts weniger als einig. Man sollte aus theoretischen Gründen annehmen, daß eine niedrige Gießtemperatur zu einer tieferen Härtung führen müsse, da bei niedriger Gießtemperatur von der Kokille ein geringerer Teil von Ueberhitzungswärme aufzunehmen ist und sie infolgedessen mehr und rascher Schmelzwärme dem Guß entziehen kann. Osann<sup>1)</sup> empfiehlt deshalb auch, so kalt wie möglich zu gießen. Schüz<sup>2)</sup> aber findet keinen Unterschied in der Härtetiefe zwischen kaltem und heißem Guß, und Irresberger<sup>3)</sup> hält gar den heißen Guß für wirksamer.

## II. Eigene Versuche.

### a) Messungen an Versuchswalzen.

Um den Umfang des Versuchsprogramms einzuschränken, wurden die Untersuchungen zunächst auf Walzen beschränkt. Es wurden sowohl kleine Versuchswalzen abgegossen und geprüft als auch aus laufend gemessenen Prüfdaten mit Hilfe der Großzahlforschung fabrikmäßig hergestellte Handlungswalzen in den Kreis der Betrachtung einbezogen.

#### 1. Untersuchungsverfahren.

An Hand der Versuchswalzen sollte die Abhängigkeit der Härte (Shorehärte) und Härtetiefe vom Kohlenstoff- und Siliziumgehalt, von der Abkühlungsgeschwindigkeit bzw. Kokillendicke sowie von der Gießtemperatur festgestellt werden. Abb. 1 gibt die Dimensionen der Probewalzen und Kokillen sowie die Art der Gießeinrichtung an.

<sup>1)</sup> Osann: Lehrbuch der Eisen- und Stahlgießerei, 4. Aufl. (Leipzig: Wilh. Engelmann 1920.)

<sup>2)</sup> Schüz: Ueber die wissenschaftlichen Grundlagen zur Herstellung von Hartgußwalzen. St. u. E. 42 (1922), S. 1610/17, 1773/81 und 1900/6.

<sup>3)</sup> Irresberger: Walzenguß. Gieß.-Zg. 19 (1922), S. 342/5, 354/8, 371/4 und 381/6.

<sup>4)</sup> Adams: Einfluß von Silizium, Phosphor, Mangan und Aluminium auf die Abschreckung von Roheisen. Metallurgie 3 (1906), S. 306/17. Vgl. auch Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1924), S. 581.

<sup>5)</sup> Geiger: Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei, II. (Berlin: Julius Springer 1916).

<sup>6)</sup> Maurer: Ueber ein Gußeisendiagramm. Krupp'sche Monatsh. 5 (1924), S. 115/22. Vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 1522/4.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung, Shorehärte und Härtetiefe der untersuchten Walzen unter Berücksichtigung der Kokillenwandstärke.

| Nr. der Versuchsreihe | Nr. der Probe | Zusammensetzung |      |      |       |       | Kokillenwandstärke |      |       | Härtetiefe mm | Shorehärte |       |       |
|-----------------------|---------------|-----------------|------|------|-------|-------|--------------------|------|-------|---------------|------------|-------|-------|
|                       |               | C %             | Si % | Mn % | P %   | S %   | φ D mm             | W mm | W/D   |               | Fuß        | Mitte | Kopf  |
| I.                    | a             | 3,38            | 0,61 | 0,36 | 0,31  | 0,14  | 180                | 25   | 0,139 | 20            | 73         | 73    | 73    |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 26            | 73         | 73    | 73    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 29            | 74         | 74    | 74    |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 42            | 72         | 72    | 72    |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 7,5           | 72         | 72    | 74    |
| II.                   | a             | 3,53            | 0,93 | 0,48 | 0,20  | 0,13  | 180                | 50   | 0,278 | 8,0           | 72         | 73    | 73    |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 6,5           | 71         | 71    | 71    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 9,0           | 70         | 70    | 72    |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 0             | 45/50      | 45/50 | 45/50 |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 4             | 70         | 71    | 74    |
| III.                  | a             | 3,46            | 1,12 | 0,35 | 0,30  | 0,15  | 180                | 75   | 0,417 | 4             | 72         | 74    | 74    |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 6             | 74         | 74    | 74    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 0             | 33/35      | 33/35 | 33/35 |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 0             | 33/35      | 33/35 | 33/35 |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 0             | 35         | 35    | 35    |
| IV.                   | a             | 3,33            | 1,71 | 0,46 | 0,29  | 0,14  | 180                | 100  | 0,556 | 0             | 33/37      | 33/37 | 33/37 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 19            | 70         | 70    | 70    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 10            | 70         | 70    | 70    |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 10,5          | 70         | 70    | 70    |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 12            | 70         | 70    | 70    |
| V.                    | a             | 3,26            | 1,13 | 0,32 | 0,30  | 0,11  | 180                | 25   | 0,139 | 14            | 55/60      | 55/60 | 55/60 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 19            | 55/60      | 55/60 | 55/60 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 25            | 60/65      | 60/65 | 60/65 |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 30            | 60/65      | 60/65 | 60/65 |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 1             | 40/45      | 40/45 | 40/45 |
| VI.                   | a             | 2,66            | 1,12 | 0,36 | 0,084 | 0,056 | 180                | 50   | 0,278 | 1             | 45/50      | 45/50 | 45/50 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 2             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 2             | 55/58      | 55/58 | 55/58 |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 1             | 35/40      | 35/40 | 35/40 |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 1             | 45         | 45    | 45    |
| VII.                  | a             | 2,59            | 1,66 | 0,43 | 0,088 | 0,077 | 180                | 75   | 0,417 | 2             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 2             | 55/58      | 55/58 | 55/58 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 1             | 35/40      | 35/40 | 35/40 |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 1             | 45         | 45    | 45    |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 2             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
| VIII.                 | a             | 2,55            | 1,73 | 1,33 | 0,10  | 0,063 | 180                | 100  | 0,556 | 2             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | 0             | 35/40      | 35/40 | 35/40 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 0             | 45         | 45    | 45    |
|                       | d             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 0             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
|                       | e             |                 |      |      |       |       | 180                | 100  | 0,556 | 0             | 55/60      | 50/55 | 50/55 |
| IX.                   | a             | 2,63            | 1,94 | 0,38 | 0,12  | 0,069 | 180                | 25   | 0,139 | 0             | 35/40      | 35/40 | 35/40 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | 0             | 45         | 45    | 45    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | 0             | 50/55      | 50/55 | 50/55 |
| X.                    | a             | 3,72            | 0,57 | 0,89 | 0,45  | 0,16  | 180                | 100  | 0,556 | 0             | 55/60      | 50/55 | 50/55 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 75   | 0,417 | —             | 83/85      | 83/85 | 83/85 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | 73/75      | 73/75 | 73/75 |
| XI.                   | a             | 3,48            | 0,40 | 1,02 | 0,41  | 0,052 | 180                | 75   | 0,417 | —             | 80/83      | 80/83 | 80/83 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | 82/85      | 82/85 | 82/85 |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | 60/65      | 60/65 | 60/65 |
| XII.                  | a             | 3,76            | 0,41 | 0,45 | 0,43  | 0,046 | 180                | 75   | 0,417 | —             | 79/81      | 79/81 | 79/81 |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | 57         | 57    | 57    |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | —          | —     | —     |
| XIII.                 | a             | 3,92            | 0,56 | 2,26 | 0,51  | 0,036 | 180                | 75   | 0,417 | —             | —          | —     | —     |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | —          | —     | —     |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | —          | —     | —     |
| XIV.                  | a             | 2,90            | 0,39 | 0,76 | 0,41  | 0,11  | 180                | 75   | 0,417 | —             | —          | —     | —     |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | —          | —     | —     |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | —          | —     | —     |
| XV.                   | a             | 4,04            | 0,38 | 0,30 | 0,14  | 0,036 | 180                | 75   | 0,417 | —             | —          | —     | —     |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | —          | —     | —     |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | —          | —     | —     |
| XVI.                  | a             | 2,37            | 0,48 | 0,83 | 0,41  | 0,077 | 180                | 75   | 0,417 | —             | —          | —     | —     |
|                       | b             |                 |      |      |       |       | 180                | 50   | 0,278 | —             | —          | —     | —     |
|                       | c             |                 |      |      |       |       | 180                | 25   | 0,139 | —             | —          | —     | —     |

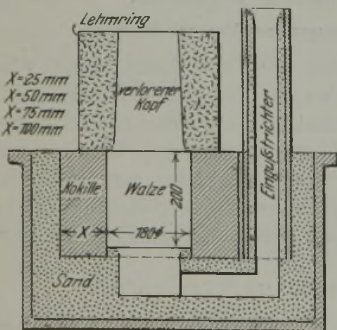


Abbildung 1. Formeinrichtung.

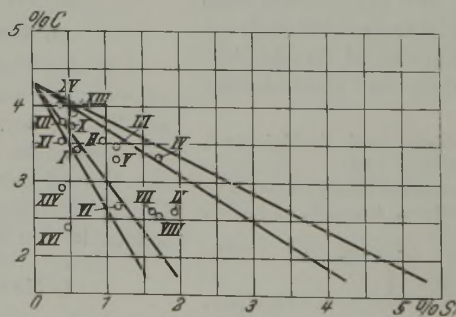


Abbildung 2. Lage der Probewalzen im Gußeisendiagramm.

Es wurden zwei Hauptversuchsreihen (vgl. Abb. 2) mit etwa 3,3—3,5 % C und mit 2,55—2,65 % C abgegossen. In der ersten Reihe wurden 4 Nebenreihen mit etwa 0,5, 0,7, 1,0 und 1,5 % Si (Nr.

I—IV), in der zweiten Reihe 4 Nebenreihen mit etwa 1,00, 1,60, 1,80 und 2,00 % Si (Nr. VI—IX) hergestellt. Die Gießtemperatur betrug in der ersten Reihe rund 1250°, in der zweiten Reihe rund 1330°. In der ersten Serie wurde außerdem noch eine Unterreihe mit etwa 1140° abgegossen (Nr. V). Das hochgekohlte Material wurde im Kuppelofen, das niedriggekohlte im Flammofen erschmolzen. Außerdem wurden noch einige Versuchswalzen, die aus dem Tiegel stammen und zu einer Sonderuntersuchung dienten, bei der Zusammen-



stellung der Ergebnisse mit berücksichtigt (Nr. X—XVI).

Die Shorehärte wurde auf einem angeschliffenen Streifen über den ganzen Ballen weg bestimmt, die Härtetiefe durch Andrehen des unteren Ballenendes. Probespäne für die Analyse wurden den Einguß-

durch die Angaben von Schüz<sup>2)</sup> bestätigt werden. Auch ist kein Einfluß der Kokillendicke auf die Höhe der Härte zu erkennen. Wenn bei Versuch IIIa und IV sowie bei Versuch VII und IX die Shorehärte niedriger ist, so rührt das daher, daß sich überhaupt keine oder nur eine melierte Härteschicht gebildet

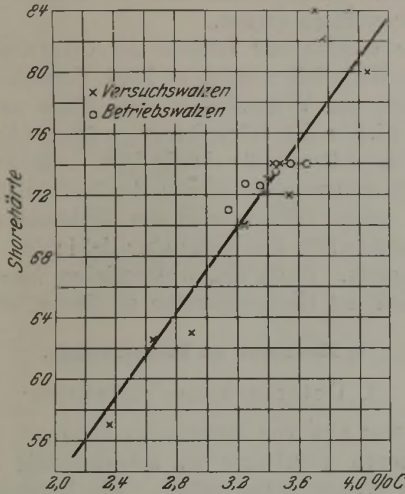


Abbildung 3. Abhängigkeit der Härte vom Kohlenstoffgehalt.

trichtern entnommen. Zahlentafel 1 sowie die Abb. 3 bis 8 geben die Meßwerte zahlenmäßig bzw. bildlich wieder.

2. Besprechung der Ergebnisse.

Klar ist aus den Versuchen der Einfluß des Kohlenstoffs auf die Härte ersichtlich. Trägt man

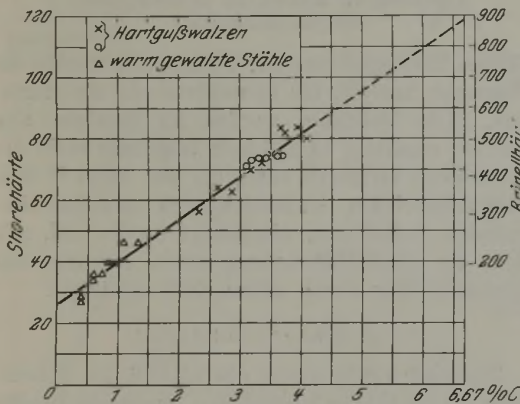


Abbildung 3a. Shorehärte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

die Mittelwerte der Shorehärte aus den Versuchen, bei denen wirklich eine einigermaßen nennenswerte Härteschicht erzielt war, also aus Versuch I—III, V, VI, X—XVI in ein Schaubild in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt ein (Abb. 3, Kreuze), so erhält man eine gerade Linie, die von etwa 56 Shoreeinheiten bei 2,2 % C nach etwa 81 Shoreeinheiten bei 4 % C läuft<sup>7)</sup>. Ein Einfluß des Siliziumgehaltes auf die Höhe der Härte ist nicht feststellbar, wo-

<sup>7)</sup> Shorehärteprüfungen, die an oberhalb  $A_c_3$  gewalzten Stählen vorgenommen wurden, führten zu dem bemerkenswerten Ergebnis, daß ihre Werte genau auf der

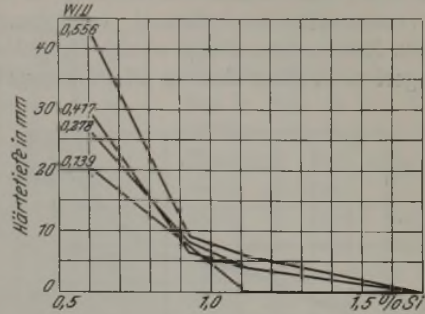


Abbildung 4. Abhängigkeit der Härtetiefe vom Siliziumgehalt bei rd. 3,2 % C.

hat. Die Gießtemperatur scheint gleichfalls die Härte nicht zu beeinflussen (Versuch V im Vergleich mit Versuch III).

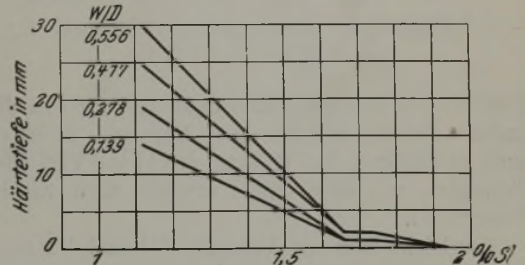


Abbildung 5. Abhängigkeit der Härtetiefe vom Siliziumgehalt bei rd. 2,6 % C.

Ganz unverkennbar ist der Einfluß des Siliziumgehaltes auf die Härtetiefe, wie aus der Zahlen-

Verlängerung der angegebenen Linie liegen, wie aus Abb. 3 a ersichtlich ist. Die Shorehärte ist demnach im metastabilen Eisen-Kohlenstoff-System offenbar eine lineare Funktion des Karbidgehaltes. Extrapoliert man diese Kurve bis auf 6,67 % C, so käme man zu einer Shorehärte von etwa 120 Einheiten für das reine Karbid. Um nun einen Ueberblick über die Höhe der Brinellhärte zu bekommen, wurde zunächst in den Grenzen 30 bis 90 Shoreeinheiten die bereits von Shore (Eng. 106 [1918], S. 444/7) selbst angegebene Beziehung zwischen Brinell- und Shorehärte nachgeprüft. Sie ergab einen ähnlichen Zusammenhang, als Shore ihn schon ermittelte. Die so gewonnenen Zahlen für die entsprechenden Brinellhärten wurden in Abb. 3 a rechts aufgetragen. Die extrapolierte Härtekurve ergibt dann für reinen Zementit eine Härte von etwa 900 Einheiten. Dieser Wert steht mit einigen im Schrifttum vorhandenen bzw. durch Auswerten vorhandener Kurven erreichbaren Angaben im Widerspruch. Levin und Dornhecker (Ferrum 11 [1913/14], S. 321; nach Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl. [Berlin: Julius Springer 1924], S. 196) gaben die Brinellhärte von Kohlenstoffstählen zwischen 0,2 und 1,6 % C kurvenmäßig an. Extrapoliert man diese Kurve, so käme man zu etwa 1300 Brinelleinheiten. Portevin und Bernhard (Rev. Mét. 18 [1921], S. 729/53) schätzen die Härte von reinem Zementit auf etwa 400 Einheiten. Beide Werte dürften deshalb unzulänglich sein, weil sich, im Gegensatz zu vorliegender Arbeit, die zum Vergleich herangezogenen Kurven auf gar keine bzw. zu wenig Punkte bei hohen Kohlenstoffgehalten stützen.

tafel und anschaulich aus Abb. 3 und 4 ersichtlich ist. Während die Ausmessung der Härteschicht bei dem hochgekohlten Material keine Schwierigkeit bietet, ist das bei den niedriggekohlten Walzen wesentlich anders. Beim Material des Versuches Nr. VI mit 2,66 % C und 1,12 % Si schloß sich an die rein weiße Härteschicht eine solche an, in der nur ganz vereinzelt, im Abstand von manchmal mehreren Zentimetern einige wenige Graphitnester eingelagert sind; diese Schicht ist im angegebenen

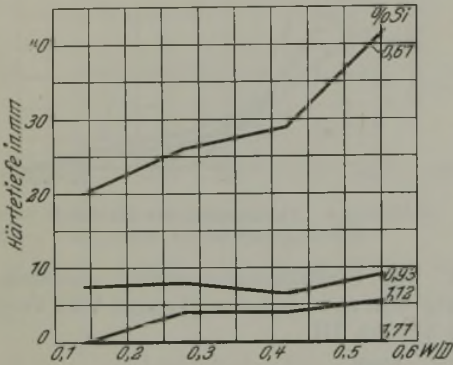


Abbildung 6. Abhängigkeit der Härtetiefe von W/D bei rd. 3,3 % C.

Falle 25—45 mm tief. Erst dann schließt sich die melierte Schicht und der graue Kern an. So ist es auch zu erklären, daß in Versuch VII und VIII eine Shorehärte von 60/65 nicht erreicht wird wie in Versuch VI.

Vergleicht man die Versuche III und VI miteinander, so sieht man, daß bei gleichem Silizium- und verschiedenem Kohlenstoffgehalt die Walze mit niedrigerer Kohle bedeutend tiefer schreckt als die mit höherer. Damit ist experimentell für die in

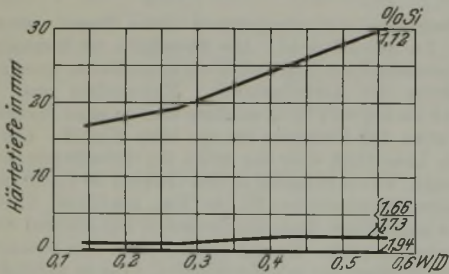


Abbildung 7. Abhängigkeit der Härtetiefe von W/D bei rd. 2,6 % C.

der Praxis bekannte Tatsache der Beweis erbracht, daß auch der Kohlenstoff die Härtetiefe beeinflusst, was nach dem Maurerschen Gußeisendiagramm auch selbstverständlich ist.

Interessant sind die Ergebnisse über den Einfluß der Kokillendicke, die man am besten an Hand der Abb. 6 und 7 oder 4 und 5 studiert. Als Maß für die Kokillendicke wurde nach Irresberger<sup>3)</sup> das Verhältnis der Kokillendicke zum Walzen- bzw. Kokillendurchmesser (W/D) gewählt. Während man bei Material II, III und IV sowie VII, VIII und IX einen Einfluß der Kokillendicke nicht

feststellen kann, ist das bei Material I und VI wohl der Fall. Trägt man die Güsse ihrer Analyse nach in das Maurersche Diagramm ein (Abb. 2), so sieht man, daß die Güsse I und VI die abkühlungsempfindlichsten sind, wodurch das Verhalten verständlich wird. Die Angabe von Schütz<sup>2)</sup> über den Einfluß der Kokillendicke muß also wohl in diesem Sinne berichtigt werden.

Was endlich den Einfluß der Gießtemperatur auf die Härtetiefe angeht, so klärt Versuch III im Vergleich mit V darüber in dem Sinne auf, daß kaltes Gießen die Härtetiefe vergrößert (Abb. 8), wie es auch Osann für richtig hält. Allerdings ist dabei ein unangenehmer Umstand zu berücksichtigen: Durch kaltes Gießen wird die Walzenoberfläche zwar schön glatt, die Walze aber tief in den Ballen hinein porig. Sache des Walzengießers ist es, das Optimum der Gießtemperatur zu finden.

**b) Messungen an Betriebswalzen.**

**1. Untersuchungsverfahren.**

Es war nun von besonderem Interesse, die so gewonnenen Ergebnisse an betriebsmäßig hergestellten Walzen nachzuprüfen. Die Untersuchung erstreckte sich auf 212 Hartgußwalzen mit 200 bis

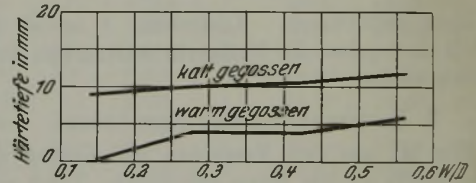


Abbildung 8. Einfluß der Gießtemperatur auf die Härtetiefe.

600 mm Ballendurchmesser. Festgestellt wurden die chemische Analyse, die Shorehärte und die Härtetiefe. Die Meßdaten wurden im Betriebe von Meistern ermittelt, so daß man von ihnen nicht die Genauigkeit verlangen kann, die man sonst in rein wissenschaftlichen Untersuchungen gewohnt ist. Trotzdem findet man, wie gezeigt werden soll, mit Hilfe der Großzahlforschung einen einigermaßen gangbaren Weg durch dieses Zahlengestrüpp.

**2. Meßergebnisse.**

Zunächst wurde wieder der Einfluß des Kohlenstoffs auf die Härte festgestellt. Zu diesem Zwecke wurde das Untersuchungsmaterial zwischen 3,1 und 3,7 % C in 6 Gruppen eingeteilt nach folgendem Schema:

1. 3,11 bis 3,20
2. 3,21 „ 3,30
3. 3,31 „ 3,40
4. 3,41 „ 3,50
5. 3,51 „ 3,60
6. 3,61 „ 3,70

Von den Gruppen 2, 3 und 4 war hinreichendes Material da, um Häufigkeitskurven zu bilden. In den anderen Gruppen mußten Mittelwerte errechnet werden. In Abb. 9a bis c sind die Häufigkeitskurven wiedergegeben. Die ausgezogenen Linienzüge geben die Urkurve wieder, die gestrichelten die durch

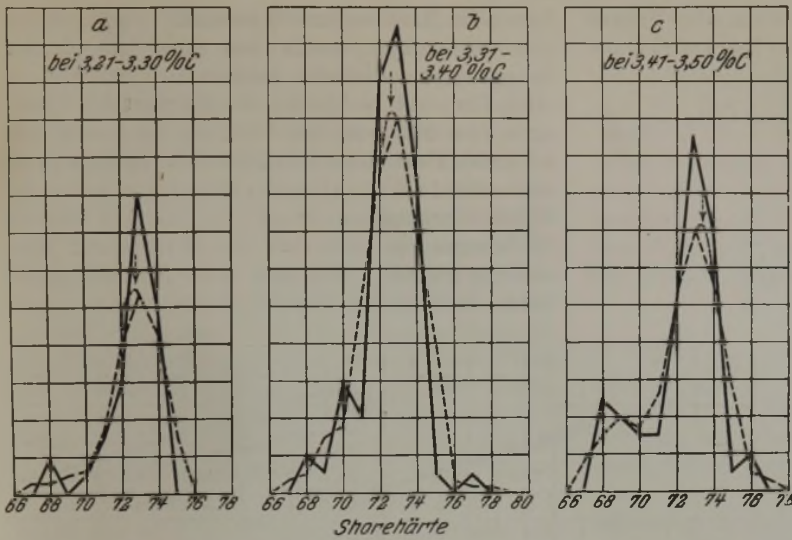


Abbildung 9 a bis c. Häufigkeitskurven der Shorehärte.

Man erkennt aus der Abb. 9, daß innerhalb der Grenzen 3,2—3,5 % C das Härtemaximum praktisch gleich ist. Die Interpolation wurde nur aus prinzipiellen Gründen vorgenommen, um die dem Verfahren der Häufigkeitskurven innewohnende Genauigkeit\*) auszunutzen. Das in Abb. 9c bei 68 bzw. 69 Shoreeinheiten auftretende Maximum ließ sich bisher nicht erklären. Es hängt nicht, wie zuerst vermutet, mit einem höheren Mangan- oder Schwefelgehalte zusammen. Die Shorehärten der Gruppen 1, 5 und 6 wurden durch Mittelwertbildung errechnet. Die durch diese kombinierte Arbeitsweise gewonnenen Shorehärten sind in

Abbildung 11a bis c. Häufigkeitskurven über je 0,05 % Si.

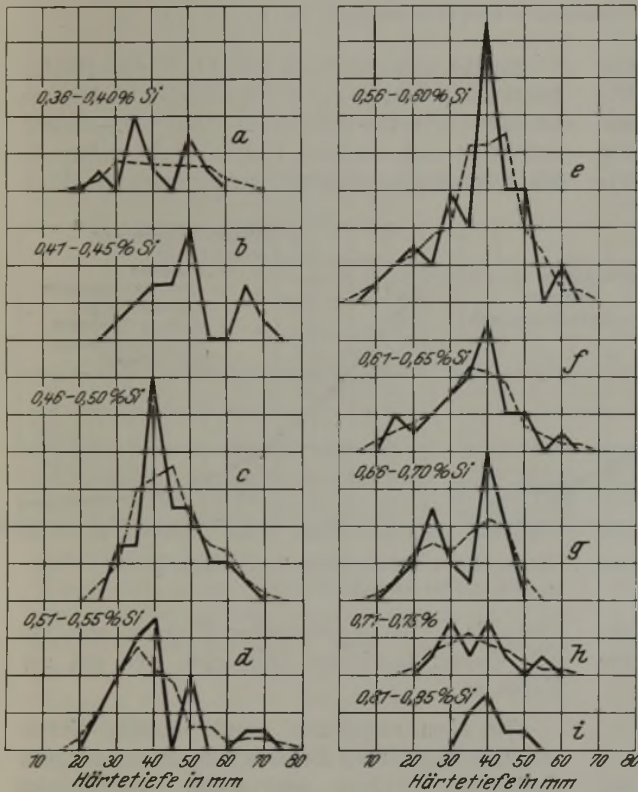


Abbildung 10 a bis i. Häufigkeitskurven über je 0,05 % Si.

Mittelung erhaltenen\*) Kurven. Die Mittelung wurde so vorgenommen, daß z. B. in Abb. 9 über der Shorehärte 68 der Mittelwert der Häufigkeit von 67, 68 und 69, über 69 der Mittelwert von 68, 69 und 70 usw. aufgetragen wurde. Durch die Mittelung werden die Kurvenzüge wesentlich ausgeglichener. Das Maximum wurde durch graphische Interpolation (punktirierte Kurve) gewonnen.

\*) Vgl. Daevcs: Großzahlforschung. Sonderheft des Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 43 (Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf 1924).

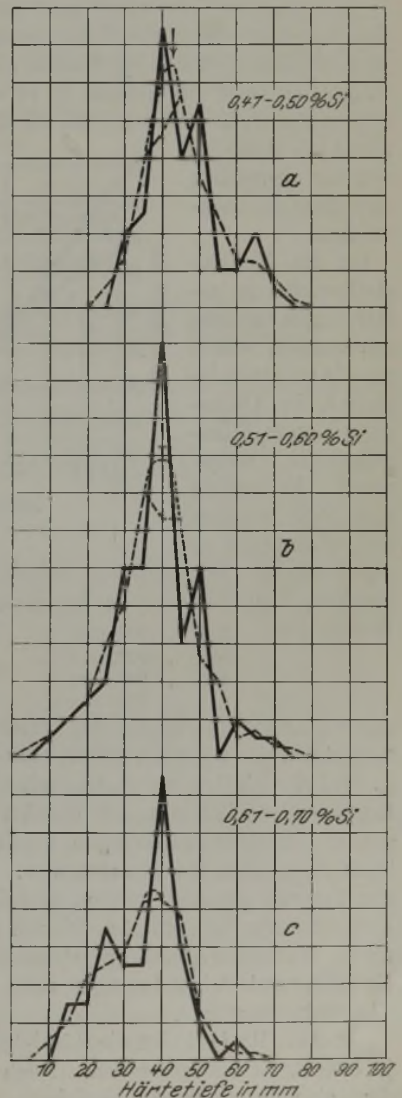


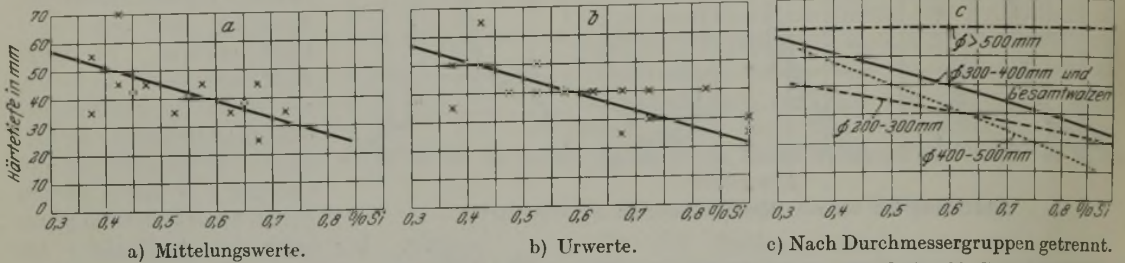
Abbildung 11 a bis c. Häufigkeitskurven über je 0,1 % Si.

Zahlentafel 2 zusammengestellt und in Abb. 3 durch Kreise bezeichnet. Man sieht, daß sie sich der Härtekurve einwandfrei anpassen.

Zahlentafel 2. Einfluß des Kohlenstoffs auf die Shorehärte.

| C                | Shorehärte |
|------------------|------------|
| 1. 3,11 bis 3,20 | 71         |
| 2. 3,21 „ 3,30   | 72,8       |
| 3. 3,31 „ 3,40   | 72,6       |
| 4. 3,41 „ 3,50   | 73,6       |
| 5. 3,51 „ 3,60   | 74,0       |
| 6. 3,61 „ 3,70   | 74,0       |

kurve die Mittelungskurve gezogen. Da die Werte sehr schwanken, wurde von einer graphischen Interpolation Abstand genommen, vielmehr in Abb. 12a und b, welche die Abhängigkeit der Härtetiefe vom Siliziumgehalt angeben, die jeweils auftretenden Maxima der Häufigkeitskurven als oberste und unterste Werte (Kreuze) eingetragen und so die Härtetiefenkurve gewonnen. In Abb. 12a sind die Mittelwerte, in Abb. 12b die Urwerte zur Darstellung gelangt. Wie man sieht, läßt sich durch beide Punkthaufen dieselbe Kurve ziehen.



In ähnlicher Weise wurde auch der Einfluß eines Mangangehaltes auf die Härte nachgeprüft. Wie oben erwähnt, ließ sich ein Einfluß nicht feststellen, vermutlich, weil die Gehalte in zu engen Grenzen schwanken (0,25—0,6 %). Ein Einfluß des Schwefels (0,17—0,068 %) war aus demselben Grunde nicht nachweisbar.

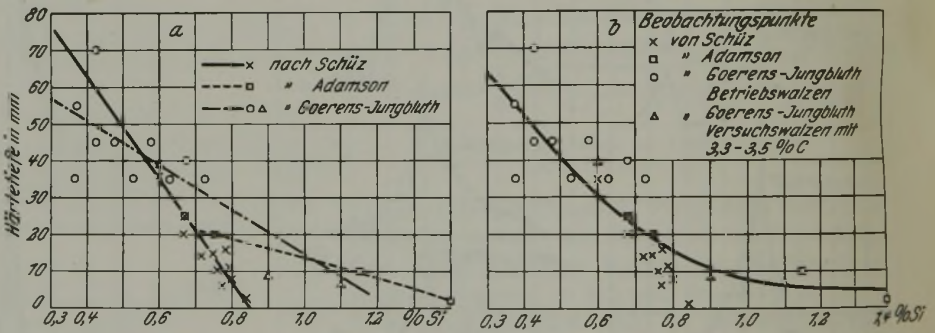
Da die Kohlenstoffgehalte in relativ engen Grenzen schwankten, wurde die Härtetiefe lediglich in Abhängigkeit vom Siliziumgehalte untersucht. Es könnte nun kühn erscheinen, Walzen mit so verschiedenen Durchmessern miteinander zu vergleichen. Jedoch beträgt der Anteil der untersuchten Walzen mit

|                       |      |
|-----------------------|------|
| 200 bis 300 mm $\phi$ | 35 % |
| 300 „ 400 mm $\phi$   | 42 % |
| 400 „ 500 mm $\phi$   | 15 % |
| > 500 mm $\phi$       | 8 %  |

der Gesamtzahl. Sollte der Walzendurchmesser tatsächlich einen Einfluß auf die Härtetiefe ausüben, so wird der Einfluß der Walzen mit abnorm großem Durchmesser (400 mm und darüber) auf das Ergebnis der Häufigkeitskurven mäßig sein, da sie keine 25 % aller Werte ausmachen. Trotzdem soll der Versuch gemacht werden, anschließend an die Untersuchung der gesamten Walzen eine Trennung nach Walzendurchmessern durchzuführen. Die Kokillenwandstärken betragen rund 35—45 % des Walzendurchmessers.

In Abb. 10a bis i sind die Häufigkeitskurven über je 0,05 % Si wiedergegeben. Auch hier ist nach dem oben besprochenen Verfahren neben der Ur-

Zur Kontrolle wurden in Abb. 11a bis c die Häufigkeitskurven über je 0,1 % Si der drei wichtigsten Gruppen Si 0,41—0,50, 0,51—0,60, 0,61—0,70 % aufgestellt und, da diese Kurven, insbesondere die Mittelwertskurve, regelmäßiger verlaufen, graphisch



interpoliert. Die so gewonnenen Werte, in Abb. 12a mit Kreisen bezeichnet, schmiegen sich gut der Kurve an.

Wie oben angedeutet, wurde dieselbe Untersuchungsart auch auf die nach Durchmessergruppen eingeteilten Walzen angewendet. Naturgemäß wurde dadurch das Beobachtungsmaterial für die einzelnen Gruppen, insbesondere für die mit größeren Durchmessern, recht klein, so daß die Sicherheit der Kurvenführung damit eine geringere wird. Von der Wiedergabe der Häufigkeitskurven selbst, die prinzipiell den vorher mitgeteilten ähneln, soll aus Raumangel Abstand genommen werden. In Abb. 12c sind die Ergebnisse zusammen mit den bereits früher für die gesamten Walzen ermittelten graphisch wiedergegeben. Wie man sieht, liegen die Kurven der Walzen mit 200—500 mm Ballendurchmesser mehr oder weniger in demselben Gebiet. Nur die Kurve für Walzen mit Ballendurch-

messern von 500 mm und darüber fällt ganz heraus. Gerade darüber lag auch das wenigste Zahlenmaterial vor. Diese Werte bleiben deshalb vorerst am besten unberücksichtigt, da es sich leicht um ein Zufallsergebnis handeln kann. Aus diesen Feststellungen kann man den Schluß ziehen, daß der Einfluß des Ballendurchmessers auf die Härtetiefe nicht so bedeutend ist. Das steht im Einklang mit der in vielen Gießereien geübten Praxis, die voraussichtliche Schrecktiefe ihres Walzeneisens an Proben zu bestimmen, deren Dimension durchaus unabhängig von der Größe der zu gießenden Walze ist. Diese Feststellung ermutigt zu dem Versuch, die in der Literatur vorhandenen Angaben über Härtetiefen bei üblichem Hartguß mit rund 3—3,5 % C in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt zusammen mit den vorstehend ermittelten Zahlen, soweit sie Güssen mit demselben Kohlenstoffgehalt von 3—3,5 % C angehören, in einem Diagramm zu vereinigen. In Abb. 13a sind mit schwarzen Kreuzen und einer ausgezogenen Linie die von Schütz<sup>2)</sup> bestimmten Härtetiefen (durch Auswertung seiner Zahlentafel 7 gewonnen) wiedergegeben. Mit Vierecken und einer gestrichelten Linie sind die Werte von Adamson<sup>4)</sup> bezeichnet. Kreise und Dreiecke sowie eine strichpunktierte Linie markieren die eigenen Werte. Die

Lage dieser Linie legt es nahe, einen gemeinsamen Kurvenzug durch alle Punkte zu legen, so wie er in Abb. 13b wiedergegeben ist. Diese Linie ist natürlich nur als Mittelwertskurve zu werten, die mehr qualitativ die Stärke des Siliziumeinflusses auf die Härtetiefe angibt. Bei etwa 0,8—0,9 % Si beginnt der zuerst starke Abfall beträchtlich geringer zu werden. Das ist aber gerade der Punkt, wo nach dem Gußeisendiagramm die Neigung zur Bildung der stabilen Kohlenstoffform beträchtlich wird.

#### Zusammenfassung.

Nach einem Ueberblick über die bisherigen Forschungsergebnisse wurde zunächst über Untersuchungen an Versuchs-Hartgußwalzen berichtet. Es gelang, kurvenmäßig den Einfluß des Kohlenstoffs auf die Härte festzulegen sowie den Einfluß des Kohlenstoffs, Siliziums und der Gießtemperatur auf die Härtetiefe zu zeigen. Ein Einfluß der Kokillengewandstärke wurde für besondere Fälle nachgewiesen. Sodann wurde gezeigt, wie sich betriebsmäßig durchgeführte Messungen mit Hilfe der Großzahlforschung auswerten lassen. Dabei wurden die an den Versuchswalzen ermittelten Beobachtungen teils bestätigt, teils erweitert. Zum Schluß wurde durch Zusammenfassung der in vorliegender Arbeit ermittelten und aus dem Schrifttum erhältlichen Werte eine Idealcurve für den Einfluß des Siliziums auf die Härtetiefe aufgestellt.

<sup>2)</sup> Nach Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1924), S. 581.

## Rekristallisation nach Warmverformung.

Von H. Hanemann und F. Lucke in Charlottenburg.

(Rekristallisationsversuche an Weicheisen, Stahl mit 0,5 % C und Kupfer. Verformung bei Versuchstemperatur durch Fallhammer. Rechnerische Erörterung der Ergebnisse. Praktische Folgerungen.)

Die bisher bekannt gewordenen Rekristallisationsschaubilder enthalten als Koordinaten die Temperatur, die Korngröße und den Grad der Kaltverformung. Die Reckung wird bei einer anderen Temperatur vorgenommen, als sie im Koordinatensystem dargestellt ist. Die Koordinaten drücken deshalb einen unmittelbaren physikalischen Zusammenhang nicht aus. Zwischen Reckung und Rekristallisation können Vorgänge eintreten, die in diesen Schaubildern nicht dargestellt werden, wie z. B. Kristallerholung, welche auf die Korngröße bei der Rekristallisation von Einfluß sind. Es ist daher nicht ohne weiteres zulässig, Gesetzmäßigkeiten über die Beziehung von Reckgrad und Korngröße aus diesen Diagrammen abzuleiten; auch sind insbesondere Schlüsse über die Wirkung einer in hoher Temperatur vorgenommenen Verformung nicht erlaubt. Aber gerade diese Frage ist für die Anwendung im Hüttenbetriebe wichtig, da ja meist die Verformung in hoher Temperatur vorgenommen wird. Es wurde deshalb unternommen, den Zusammenhang zwischen dem Verformungsgrad, der Temperatur der Verformung und der Korngröße zu ermitteln. Die Versuche wurden ausgeführt an Elektrolytkupfer, Weicheisen und einem Flußstahl mit 0,49 % C.

Die Werkstoffe lagen vor in Form rund gewalzter bzw. gezogener Stäbe von 8 bis 10 mm  $\Phi$ . Hiervon wurden auf der Kaltsäge mit vorsichtiger Einspannung Stücke so abgeschnitten, daß das Verhältnis der Länge zur Höhe des Zylinders etwa 1,5 betrug. Die Endflächen wurden auf der Drehbank und alsdann auf einer feinen Schmirgelscheibe bearbeitet, daß sie völlig eben und senkrecht zur Zylinderachse waren. Von einer normalisierenden Wärmebehandlung wurde Abstand genommen, da die Werkstoffe im Anlieferungszustande gleichmäßiges Korn hatten und auch die Kaltbearbeitung bei der Herstellung der Probekörper, wie durch Stichproben festgestellt wurde, keine ungleichmäßige Rekristallisation erzeugte. Die Proben wurden alsdann einzeln im Vakuum auf die gewünschte Versuchstemperatur gebracht, indem die Proben kalt in einen auf Versuchstemperatur erhitzten Heräus-Ofen hineingelegt und 15 min lang im Ofen belassen wurden. Bei den Versuchen mit Weicheisen wurde als Glühzeit  $\frac{1}{2}$  st gewählt, damit die Gleichgewichtseinstellungen bei den Zustandsänderungen  $A_1$  bis  $A_3$  restlos eintreten konnten. Die Proben wurden alsdann mit einer Zange, deren Backen auf die Versuchstemperatur angewärmt waren, auf den Amboß eines Fallhammers

gestellt, gestaucht und sofort wieder in den Ofen zurückbefördert. Hierauf wurden sie weitere 5 min geglüht und dann abgekühlt. Die Abkühlungszeit wurde bei den verschiedenen Werkstoffen verschieden lang gewählt: Das Kupfer wurde aus dem Ofen entnommen und an der Luft, der Stahl nach der Entnahme aus dem Ofen in Asbestwolle abgekühlt, die Proben aus Weicheisen kühlten im Ofen ab und brauchten von 1200° an etwa 1 st bis zu der Erreichung der Temperatur von 500°.

Das Fallgewicht wog 10 kg. Die Fallhöhe konnte zur Erzielung der beabsichtigten Stauchwirkungen zwischen 0 und 100 cm genau eingestellt werden. Es war erforderlich zu ermitteln, um wieviel die Probe während der Zeit, in der sie aus dem Ofen in den Fallhammer gebracht und nach der Stauchung wieder in den Ofen zurückgeführt wurde, abkühlte. Zu diesem Zwecke wurden Weicheisenproben derselben Abmessung, wie sie für die Versuche benutzt werden sollten, auf die mittlere Versuchstemperatur von 1060° erhitzt, an der Luft abgekühlt und die Abkühlungszeit für je 50° bestimmt. Ferner wurden die Zeiten für die einzelnen Vorgänge der Stauchung mit der Stoppuhr festgestellt. Es ergab sich, daß die Ausführung des ganzen Versuches vom Erfassen der Probe an bis zum Wiedereinsetzen in den Ofen nur 6 bis 7 sek währte, und daß der Fallhammer im Mittel 3 sek nach Herausnehmen aus dem Ofen die Probe stauchte. Hieraus errechnete sich ein Temperaturabfall von 60° für den ganzen Arbeitsvorgang, von etwa 30° für die Zeit bis zum Stauchen der Probe. Für tiefere Temperaturen als 1000° werden diese Zahlen noch etwas abnehmen, für höhere etwas zunehmen. Es werden aber in Wirklichkeit die Temperaturunterschiede kleiner sein, da einerseits die glühenden Backen der Zange stark verzögernd auf die Abkühlung wirken, andererseits bei der Stauchung Wärme entwickelt wird. Gegen den Amboß wurde die Probe durch ein untergelegtes Glimmerplättchen isoliert. Es konnte nach diesen Vorversuchen angenommen werden, daß die wahre Temperatur der Probe während der Stauchung nur etwa 15° unterhalb der Ofentemperatur lag. Aus diesen Erwägungen wurde die Ofentemperatur 15° höher eingestellt als die in den Ergebnissen mit „Versuchstemperatur“ bezeichnete.

Die durch den Schlag des Fallhammers bewirkte Verformung verläuft schnell. Die Kristalle der Proben dürften während des Schlages kaum Zeit haben zu „Erholungen“ oder zur Rekristallisation. Die Stauchung der Zylinder kann also als Maß für den Reckgrad der Kristalle gelten.

Nach dem Erkalten wurden die Proben in der Mitte senkrecht zu den Endflächen durchschnitten, nachdem vorher mittels Mikrometerschraube die Höhenabnahme festgestellt worden war. Die Messung der Korngröße in den geätzten Schlifren wurden nach dem Kreisverfahren von Zay Jeffries vorgenommen.

Durch die Stauchung wird der Metallzylinder nicht gleichmäßig beansprucht. Es schieben sich zwei „Rutschkegel“ gegen die Mitte vor. Die Korn-

Zahlentafel 1.  
Stauchgrad und Korngröße (Weicheisen).

| Versuch Nr. | Stauchgrad % | Korngröße $\mu^2$ | Versuch Nr. | Stauchgrad % | Korngröße $\mu^2$ |
|-------------|--------------|-------------------|-------------|--------------|-------------------|
| T = 650° C  |              |                   | 33          | 38,4         | 440               |
| 1           | 0            | 541               | T = 1000° C |              |                   |
| 2           | 5,8          | 552               | 34          | 0            | 758               |
| 3           | 10,0         | 568               | 35          | 0            | 713               |
| 4           | 23,0         | 580               | 36          | 1,1          | 725               |
| T = 750° C  |              |                   | 37          | 1,7          | 720               |
| 5           | 0            | 390               | 38          | 2,2          | 732               |
| 6           | 3,2          | 370               | 39          | 3,0          | 5 075             |
| 7           | 4,8          | 445               | 40          | 4,0          | 3 900             |
| 8           | 6,4          | 22 280            | 41          | 4,6          | 3 570             |
| 9           | 8,4          | 15 620            | 42          | 7,2          | 2 000             |
| 10          | 10,0         | 5 260             | 43          | 12,2         | 1 340             |
| 11          | 16,5         | 1 860             | 44          | 16,6         | 1 020             |
| 12          | 26,8         | 963               | 45          | 24,8         | 790               |
| 13          | 35,6         | 778               | 46          | 41,7         | 664               |
| T = 850° C  |              |                   | T = 1100° C |              |                   |
| 14          | 0            | 658               | 47          | 0            | 4 160             |
| 15          | 4,3          | 580               | 48          | 0            | 4 080             |
| 16          | 5,1          | 585               | 49          | 1,0          | 7 520             |
| 17          | 6,0          | 592               | 50          | 3,1          | 6 410             |
| 18          | 6,1          | 595               | 51          | 6,6          | 5 000             |
| 19          | 7,0          | 6 060             | 52          | 12,6         | 3 390             |
| 20          | 9,6          | 4 740             | 53          | 15,0         | 2 620             |
| 21          | 14,2         | 3 086             | 54          | 15,3         | 2 900             |
| 22          | 21,6         | 1 900             | 55          | 26,9         | 1 462             |
| 23          | 37,3         | 930               | 56          | 47,2         | 1 084             |
| T = 925° C  |              |                   | T = 1200° C |              |                   |
| 24          | 0            | 615               | 57          | 0            | 4 880             |
| 25          | 4,8          | 635               | 58          | 0            | 4 935             |
| 26          | 5,6          | 2 924             | 59          | 2,2          | 9 130             |
| 27          | 5,9          | 2 630             | 60          | 5,0          | 6 850             |
| 28          | 6,6          | 2 165             | 61          | 6,2          | 7 210             |
| 29          | 7,3          | 1 735             | 62          | 10,4         | 4 690             |
| 30          | 10,1         | 1 010             | 63          | 16,1         | 3 300             |
| 31          | 11,9         | 806               | 64          | 23,8         | 2 370             |
| 32          | 18,3         | 593               | 65          | 37,4         | 1 565             |
|             |              |                   | 66          | 46,7         | 1 466             |

größenmessung wurde stets an den Orten der mutmaßlich größten Verformung, nämlich auf den Spitzen der „Rutschkegel“ vorgenommen. Bei schwachen Verformungen gelangen die Rutschkegel nicht zur Berührung. Die Orte größter Verformung liegen alsdann auf der Mittellinie nach oben und unten vom Mittelpunkt aus gleichmäßig verschoben. bei stärkeren Stauchungen treffen sich die Rutschkegel. Dann wurde auf dem Schnittpunkt der Diagonale des Längsschnittes gemessen. Der regelmäßige Verlauf der gefundenen Kurven erlaubt den Schluß, daß die Verformungsgrade an diesen Stellen tatsächlich in einer einfachen Beziehung zur Höhenabnahme der Zylinder stehen. Die Ergebnisse der Korngrößenmessung sind in den Zahlentafeln 1 bis 3 und den Abb. 1a bis 1g zusammengestellt.

#### 1. Weicheisen.

Die Zusammensetzung des benutzten Weicheisens war folgende: 0,06 % C, 0,02 % Si, 0,14 % Mn, 0,010 % P, 0,027 % S.

Eine Verformung bei 650° führt noch nicht zu einer Rekristallisation; nach allen Reckgraden

Zahlentafel 2.

Stauchgrad und Korngröße (Stahl 0,49 % C).

| Ver-<br>such<br>Nr. | Stauchgrad<br>% | Korngröße<br>$\mu^2$ | Ver-<br>such<br>Nr. | Stauchgrad<br>% | Korngröße<br>$\mu^2$ |
|---------------------|-----------------|----------------------|---------------------|-----------------|----------------------|
| T = 800° C          |                 |                      | T = 1000° C         |                 |                      |
| 1                   | 0               | 323                  | 25                  | 0               | 2 300                |
| 2                   | 3,5             | 307                  | 26                  | 2,0             | 2 428                |
| 3                   | 3,9             | 300                  | 27                  | 2,05            | 2 384                |
| 4                   | 4,2             | 1 543                | 28                  | 2,4             | 2 360                |
| 5                   | 4,8             | 1 322                | 29                  | 2,5             | 8 200                |
| 6                   | 6,6             | 926                  | 30                  | 3,4             | 6 515                |
| 7                   | 8,2             | 770                  | 31                  | 5,2             | 4 545                |
| 8                   | 11,8            | 455                  | 32                  | 7,8             | 3 750                |
| 9                   | 18,4            | 260                  | 33                  | 12,0            | 2 390                |
| 10                  | 23,0            | 212                  | 34                  | 16,0            | 1 430                |
| 11                  | 43,7            | 136                  | 35                  | 26,4            | 1 360                |
| T = 900° C          |                 |                      | T = 1100° C         |                 |                      |
| 12                  | 0               | 1 400                | 38                  | 0               | 4 000                |
| 13                  | 3,2             | 1 340                | 39                  | 0,86            | 56 150               |
| 14                  | 3,6             | 1 329                | 40                  | 1,1             | 48 500               |
| 15                  | 3,9             | 5 867                | 41                  | 2,0             | 34 200               |
| 16                  | 4,2             | 5 220                | 42                  | 3,8             | 13 640               |
| 17                  | 4,8             | 4 370                | 43                  | 6,1             | 5 715                |
| 18                  | 6,3             | 2 840                | 44                  | 8,5             | 3 770                |
| 19                  | 7,9             | 2 940                | 45                  | 13,1            | 3 265                |
| 20                  | 9,3             | 2 321                | 46                  | 17,3            | 2 940                |
| 21                  | 12,1            | 1 210                | 47                  | 25,1            | 1 810                |
| 22                  | 17,8            | 731                  | 48                  | 35,1            | 1 880                |
| 23                  | 25,0            | 650                  | 49                  | 62,8            | 1 710                |
| 24                  | 45,1            | 420                  |                     |                 |                      |

blieben die gleichen (ursprünglichen) Korngrößen (Abb. 1a). Von der Kornteilung bei hohen Reckgraden haben wir abgesehen. Hat man dagegen die Verformungstemperatur auf 750° gesteigert, so erhält man ein ganz anderes Bild. Aus Abb. 1b kann man feststellen, daß es einen Mindest- oder Schwellenwert für die Reckung gibt, unterhalb dessen eine Rekristallisation nicht eintritt; der Schwellenwert liegt für 750° bei 6,5%.

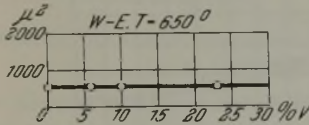


Abbildung 1a. Weicheisen bei 650° verformt (keine Rekristallisation).

Wird er überschritten, so entsteht ein sehr grobes Korn für die Reckgrade zwischen 6 und etwa 10%; bei hohen Reckgraden wird das Korn wieder fein. Der Schwellenwert für die Rekristallisation findet sich auch bei 850, 925 und 1000° (Abb. 1c bis e), er wird aber mit steigender Temperatur kleiner und beträgt bei 1000° nur noch 2,5%. Bei den Temperaturen von 1100 und 1200° (Abb. 1f und g) wird der Schwellenwert Null; hier bewirkt also schon die kleinste Reckung eine Rekristallisation. Bei allen Kurven findet sich die Gesetzmäßigkeit, daß kleine Reckgrade jenseits des Schwellenwertes ein grobes Korn verursachen, während hohe Reckgrade ein feines Korn hervorrufen. Durch diesen Befund wird der bisher etwas rätselhafte sogenannte „kritische“ Reckgrad der Kaltverformung von Eisen erklärt. Es handelt sich nicht um eine besondere Wirkung bestimmter Verformungsgrade, sondern bei kleinen Reckgraden tritt eine Rekristallisation

Zahlentafel 3.

Stauchgrad und Korngröße (Kupfer).

| Ver-<br>such<br>Nr. | Stauchgrad<br>% | Korngröße<br>$\mu^2$ | Ver-<br>such<br>Nr. | Stauchgrad<br>% | Korngröße<br>$\mu^2$ |
|---------------------|-----------------|----------------------|---------------------|-----------------|----------------------|
| T = 500° C          |                 |                      | T = 900° C          |                 |                      |
| 1                   | 0               | 212                  | 21                  | 2,2             | 6 600 000            |
| 2                   | 1,2             | 228                  | 22                  | 2,9             | 6 300 000            |
| 3                   | 2,2             | 225                  | 23                  | 3,3             | 463 000              |
| 4                   | 3,25            | 220                  | 24                  | 5,4             | 3 125                |
| 5                   | 3,6             | 1 040                | 25                  | 9,5             | 1 087                |
| 6                   | 5,4             | 867                  | 26                  | 15,7            | 685                  |
| 7                   | 8,3             | 722                  | 27                  | 25,6            | 380                  |
| 8                   | 13,6            | 330                  | 28                  | 64,4            | 190                  |
| 9                   | 21,8            | 215                  | T = 700° C          |                 |                      |
| 10                  | 36,1            | 75                   | 12                  | 0               | 325                  |
| 11                  | 55,6            | 67                   | 13                  | 0               | 340                  |
|                     |                 |                      | 14                  | 1,0             | 312                  |
|                     |                 |                      | 15                  | 1,05            | 330                  |
|                     |                 |                      | 16                  | 1,1             | 320                  |
|                     |                 |                      | 17                  | 1,8             | 340                  |
|                     |                 |                      | 18                  | 1,95            | 7 400 000            |
|                     |                 |                      | 19                  | 2,0             | 10 400 000           |
|                     |                 |                      | 20                  | 2,0             | 9 800 000            |
|                     |                 |                      | 34                  | 1,2             | 35 000 000           |
|                     |                 |                      | 35                  | 2,4             | 11 100 000           |
|                     |                 |                      | 36                  | 3,0             | 7 100 000            |
|                     |                 |                      | 37                  | 4,4             | 5 390                |
|                     |                 |                      | 38                  | 9,0             | 1 578                |
|                     |                 |                      | 39                  | 18,0            | 710                  |
|                     |                 |                      | 40                  | 30,0            | 540                  |
|                     |                 |                      | 41                  | 48,7            | 467                  |
|                     |                 |                      | 42                  | 76,3            | 405                  |

überhaupt nicht ein. Sobald aber der Schwellenwert überschritten ist, gilt ohne Einschränkung das Gesetz, daß das Korn um so größer wird, je geringer

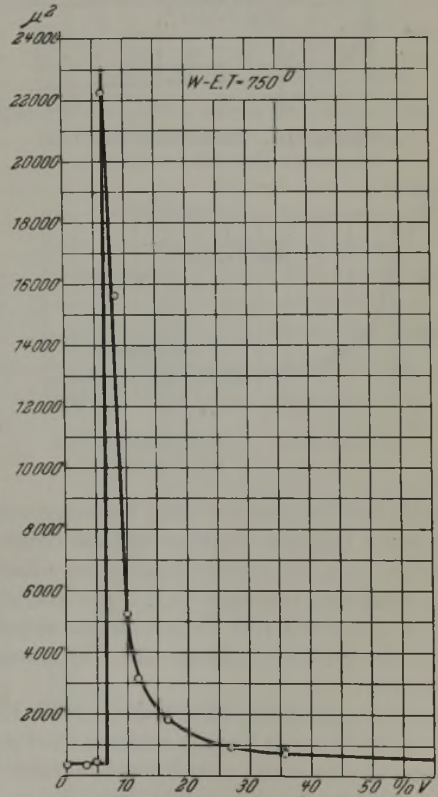


Abbildung 1b. Rekristallisation von Weicheisen (bei 750° verformt).

der Reckgrad gewesen ist. Die Spitze in der Kurve der Korngrößen kommt dadurch zustande, daß die für hohe Reckgrade geltende Schaulinie bei einem bestimmten niederen Reckgrade abbricht.

Zwischen  $A_1$  und  $A_3$  vollzieht sich die Zustandsänderung. Bei der Erhitzung wird zunächst eine kleine Menge  $\gamma$ -Mischkristalle gebildet, die dann anwächst, bis oberhalb  $A_c_3$  die ganze Masse in  $\gamma$  umgewandelt ist. Die Verformung betrifft also zwischen  $A_1$  und  $A_3$  ein heterogenes Gemisch aus  $\alpha$  und  $\gamma$ , oberhalb  $A_c_3$  nur den  $\gamma$ -Zustand. Nach der Abkühlung sind alle Kristalle wieder im  $\alpha$ -Zustand, und man mißt die Größe des zwischen  $A_3$  und  $A_1$  entstandenen  $\alpha$ -Kornes. Unbeschadet der bei  $A_3$  eintretenden Kornverfeinerung besteht aber eine Beziehung zwischen der Größe der  $\gamma$ -Kristalle und der aus ihnen entstehenden  $\alpha$ -Kristalle: je größer das  $\gamma$ -Korn war, um so größer wird auch das  $\alpha$ -Korn.

oberhalb  $900^\circ$  führen Reckgrade von 10 % zu derselben Korngröße, wie sie ungereckte Proben zeigen. Reckungen über 10 % erzeugen Kornverfeinerung gegenüber der nicht gereckten und nur gleich lange geglähten Probe, Reckungen unter 10 % Kornvergrößerung.

2. Stahl.

Die analytische Zusammensetzung war: 0,49 % C, 0,67 % Mn, 0,34 % Si, 0,031 % P, 0,029 % S.

Die erhaltenen Kurven zeigen grundsätzlich denselben Verlauf wie die für Weicheisen. Beim Stahl wurde die Korngröße durch die Größe des Ferritnetzes bestimmt. Man kann annehmen, daß das Ferritnetz der Größe des ehemaligen  $\gamma$ -Kornes

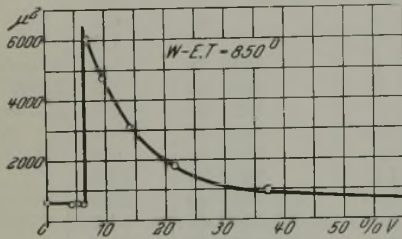


Abbildung 1c. Rekristallisation von Weicheisen (bei  $850^\circ$  verformt).

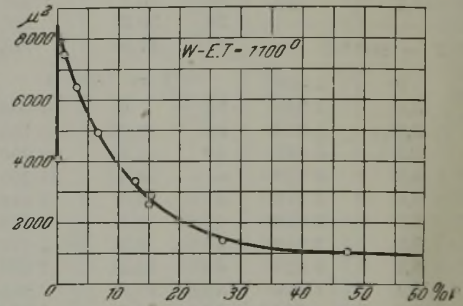


Abbildung 1f. Rekristallisation von Weicheisen (bei  $1100^\circ$  verformt).

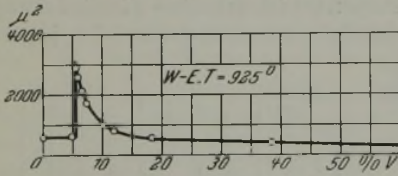


Abbildung 1d. Rekristallisation von Weicheisen (bei  $925^\circ$  verformt).

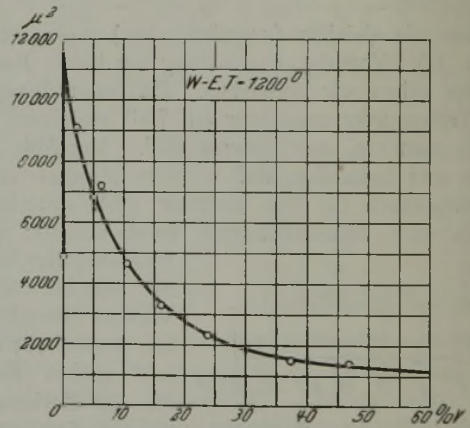


Abbildung 1g. Rekristallisation von Weicheisen (bei  $1200^\circ$  verformt).

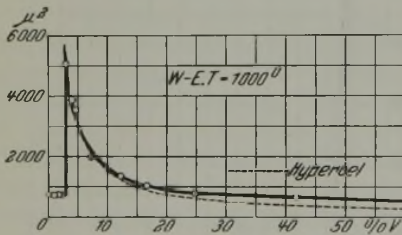


Abbildung 1e. Rekristallisation von Weicheisen (bei  $1000^\circ$  verformt).

Je nach der Temperatur der Warmverformung wirken daher folgende Einflüsse auf die Größe der  $\alpha$ -Kristalle ein: 1. die Rekristallisation im  $\gamma$ -Zustand (für Verformungen oberhalb  $A_c_3$ ); 2. die Rekristallisation im  $\alpha$ -Zustand (für Verformungen unterhalb  $A_1$ ); 3. die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung (für Verformungen oberhalb  $A_c_1$ ).

Schneidet man die in Abb. 2 dargestellte Ebene der Korngrößen durch Schnitt senkrecht zur Achse der Reckgrade, so erhält man Kurven, die den Verlauf der Korngrößen für gleiche Reckung in verschiedener Temperatur angeben.

Diese Kurven zeigen, daß bei etwa  $950^\circ$  jeder Reckgrad zu einer verhältnismäßig kleinen Korngröße führt. Bei  $700$  bis  $850^\circ$  sind Reckgrade zwischen 7 und 10 % gefährlich, oberhalb  $1100^\circ$  alle sehr kleinen Reckgrade. Bei Warmverformungen

entspricht. Durch dieses Zählverfahren war der Einfluß der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung ausgeschaltet. Die Verformung wurde nur im  $\gamma$ -Gebiet vorgenommen. In Abb. 3 sind die für verschiedene Temperaturen gefundenen Kurven vereinigt. Auch hier zeigt sich ein Schwellenwert für die Rekristallisation bei  $800$ ,  $900$  und  $1000^\circ$ , während bei  $1100^\circ$  ein Schwellenwert nicht mehr auftritt; jenseits des Schwellenwertes ist die Korngröße um so größer, je kleiner der Reckgrad war, und um so kleiner, je höher der Reckgrad war.

3. Kupfer.

Die Werte für  $500$ ,  $700$  und  $900^\circ$  zeigen einen entsprechenden Verlauf wie die Werte für Eisen und Stahl, nämlich einen Schwellenwert, der mit steigender Temperatur abnimmt, und einen hyperbolischen Verlauf der Kurven (Abb. 4). Das Auf-



treten der Rekristallisation erst oberhalb eines Mindestreckgrades ist also keine Eigentümlichkeit des Eisens.

Rechnerische Erörterung der Ergebnisse.

Die Form der Rekristallisationskurve legt die Vermutung nahe, daß es sich um Hyperbeln handelt. Es wurden gleichseitige Hyperbeln konstruiert und in ihrem Verlauf mit den Kurven verglichen (z. B. Abb. 1e). Es ergab sich dabei eine fast vollständige Kongruenz. Geringe Abweichungen im Sinne größerer Körnung treten bei den hohen Reckgraden in hoher Temperatur auf. Dies erklärt sich aus dem schnellen Kornwachstum in hoher Temperatur bei feiner Körnung, so daß diese Abweichung als Bestätigung für den hyperbolischen Verlauf der reinen Rekristallisationskurve anzusehen ist. Hiernach wird man annehmen dürfen, daß oberhalb des Schwellenwertes die Korngröße und der Reckgrad sich zueinander verhalten wie

Der Wert für  $R_f$  ist augenscheinlich der Korngröße umgekehrt proportional. Wir erhalten also

$$v = R_f \cdot c. \tag{3}$$

Dies ist eine sehr einfache Beziehung zwischen dem Vorgang der Verformung und der Rekristallisation. Sie besagt, daß die Rekristallisation an um so zahlreicheren Orten einsetzt, je größer der Reckgrad war.

In dem Faktor  $c$  muß nicht nur eine Werkstoffkonstante, sondern auch der Temperaturkoeffizient enthalten sein. Aus der Aenderung der Lage der Kurve mit der Temperatur muß dessen Ermittlung möglich sein. Es wurde

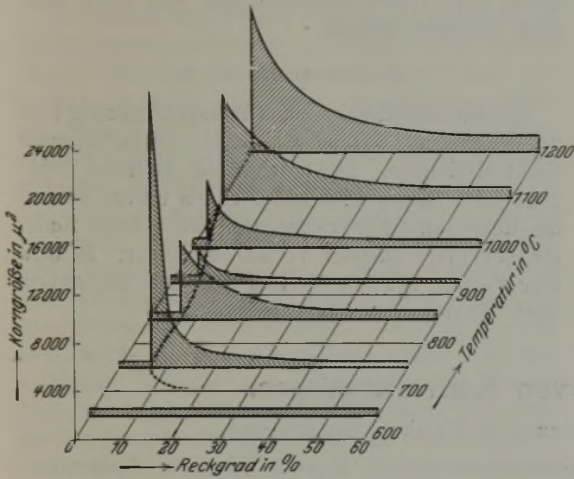


Abbildung 2. Rückkristallisation bei Warmverformung von Weicheisen.

die Koordinaten einer gleichseitigen Hyperbel. Bezeichnet man die Korngröße mit  $\varphi$ , den Reckgrad mit  $v$ , so erhält man

$$\varphi \cdot v = c. \tag{1}$$

Die Korngröße ist offenbar der reziproke Wert der Anzahl der Körner in der Flächeneinheit, und diese Anzahl wird abhängen von der Anzahl der Rekristallisationskeime. Entsprechend dem von Tammann eingeführten Begriff des Kristallisationsvermögens bei der Entstehung von Kristallen aus einer Schmelze kann man den Begriff des „Rekristallisationsvermögens“ für die Entstehung des neuen Kornes aus einer gereckten Masse einführen. Unter dem Rekristallisationsvermögen  $R_v$  wäre demnach die Anzahl der Rekristallisationskeime in der Volumeneinheit zu verstehen. Man kann die Rechnung vereinfachen, wenn man aus dem Volumen auf die Fläche übergeht. Bezeichnet man mit  $R_f$  die Anzahl der Rekristallisationsmittelpunkte in der Flächeneinheit, so erhält man

$$R_v = R_f^{\frac{3}{2}}. \tag{2}$$

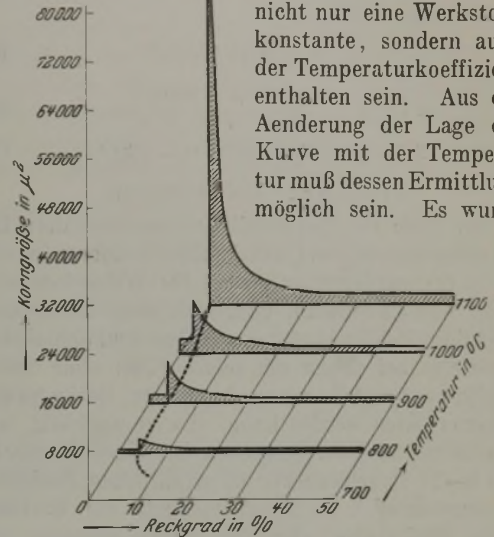


Abbildung 3. Rückkristallisation bei Warmverformung von Stahl mit 0,49 % C, 0,67 % Mn.

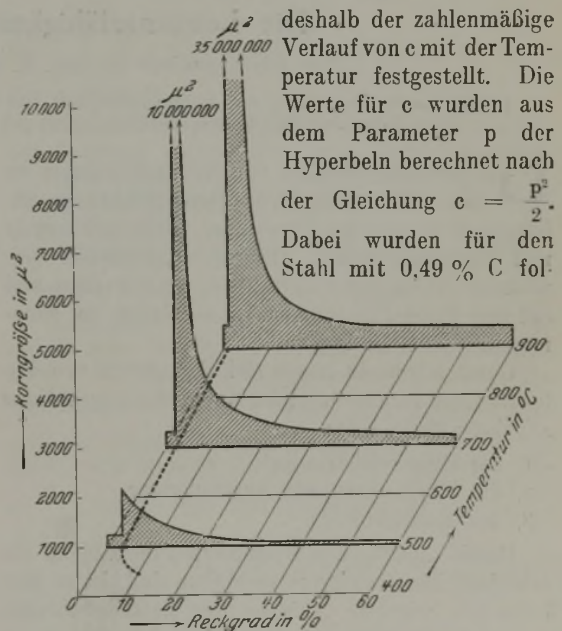


Abbildung 4. Rückkristallisation bei Warmverformung von Elektrolytkupfer.

deshalb der zahlenmäßige Verlauf von  $c$  mit der Temperatur festgestellt. Die Werte für  $c$  wurden aus dem Parameter  $p$  der Hyperbeln berechnet nach der Gleichung  $c = \frac{p^2}{2}$ . Dabei wurden für den Stahl mit 0,49 % C folgende Zahlen gefunden: 800°  $p = 11$ ; 900°  $p = 18$ ; 1000°  $p = 23$ ; 1100°  $p = 30,5$ . Es scheint hier der einfachst mögliche Fall vorzuliegen, nämlich daß  $p$  linear mit der Temperatur anwächst. Obwohl noch

nicht genügend Punkte vorliegen, um einen derartigen Verlauf als sichergestellt anzusehen, scheint es berechtigt, ihn als Arbeitshypothese vorzusetzen. Man erhält dann als Parameterwerte Punkte einer Geraden, die die Temperaturachse bei 630° schneidet. Die Temperatur von 630° wäre demnach die niedrigste Rekristallisationstemperatur  $t_R$  der  $\gamma$ -Mischkristalle dieses Stahles. Die Gleichung der Geraden für  $p$  lautet mit der aus den vorliegenden Werten ermittelten Konstanten:

$$p = 0,0647 (t - t_R). \quad (4)$$

Daraus ergibt sich

$$c = \frac{p^2}{v} = 0,0021 (t - t_R)^2 \quad (5)$$

$$1,5) \varphi = \frac{0,0021 (t - 630)^2}{v} \quad (6)$$

$$3,5) v = R_t \cdot 0,0021 (t - 630)^2 \quad (7)$$

Praktische Folgerungen.

Mit Hilfe von Rekristallisationsschaubildern für Warmverformung und Rekristallisationsformeln, wie sie in der vorliegenden Arbeit für Weicheisen und einen Kohlenstoffstahl mitgeteilt sind, lassen sich diejenigen Reckgrade für das Walzen und Schmieden ermitteln, bei denen ein feines Korn ohne nachträgliches Ausglühen nur durch den Reckvorgang selbst erhalten werden kann. Es ist unrichtig, wie dies bisher vielfach geschehen ist, einen Reckgrad von 8–14 % schlechthin als gefährlichen Reckgrad zu bezeichnen. Es hängt vielmehr die Wirkung jedes Reckgrades von der Recktemperatur ab. Man kann z. B. bei einer Temperatur von etwa 925°

mit Reckgraden zwischen 10 und 15 % Korngrößen von unter 1000  $\mu^2$  erhalten, also eine Körnung von praktisch genügender Feinheit. Je höher die Recktemperatur ist, um so gefährlicher können sehr kleine Reckgrade werden. Bei Temperaturen von über 1100° führen bei Weicheisen und Stahl sehr kleine Reckgrade zu sehr grobem Korn. Hier muß man, um grobe Körnung zu vermeiden, Reckgrade von 20 % und darüber anwenden. Sogenanntes Glätten beim Schmieden darf also nicht in hoher Temperatur vorgenommen werden. Falls man bei jeder Verformung Reckgrade von nicht unter 25 bis 30 % Querschnittsabnahme anwendet, so wird man als Ergebnis jedes einzelnen Arbeitsvorganges beim Schmieden und Walzen und hiermit auch des Gesamtarbeitsvorganges ein sehr verfeinertes Korn erhalten. Jedenfalls sollte man Querschnittsverminderungen unter 10 % in hoher Temperatur vermeiden. Die Schmiedepressen sollten also so berechnet sein, daß sie bei jedem einzelnen Arbeitsdruck eine Querschnittsabnahme von 10 % und mehr erzeugen können.

Zusammenfassung.

Die Rekristallisation nach Warmverformung wird untersucht an Weicheisen, Stahl und raffiniertem Elektrolytkupfer. Der sogenannte „kritische Reckgrad“ des Eisens wird gedeutet als untere Grenze des Rekristallisationsvermögens. Bei Kupfer findet sich ein entsprechender Verlauf der Kurve. Es wird eine Formel für den Verlauf der Rekristallisation nach Warmverformung entwickelt.

## Die Leistungsfähigkeit von Konverteranlagen.

Von Oberingenieur Dr.-Ing. E. Herzog in Hamborn-Bruckhausen.

(Rechnerische Ermittlung der Leistungsfähigkeit von Konverteranlagen unter Zugrundelegung des Konverterbedarfs für den Blasebetrieb, die Erneuerung der Ausmauerung, den Bodenwechsel und zur Reserve.)

Die Leistungsfähigkeit von Konverteranlagen ist von einer Reihe von Betriebsfaktoren abhängig, z. B. von der Blasedauer, Futterhaltbarkeit und Zustellungsdauer. Dieses einigermaßen verwickelte Abhängigkeitsverhältnis klarzustellen und auf eine Formel zu bringen, ist der Zweck der nachfolgenden Ausführungen.

Ganz allgemein lassen sich drei Arten von Betriebsstufen für die einzelnen Konverter einer Anlage angeben; diese sind:

1. der Blasebetrieb selbst,
2. die Erneuerung der Ausmauerung,
3. der Bodenwechsel.

Damit nun für den Blasebetrieb fortlaufend die erforderlichen Konverter verfügbar sind, ist es eine besonders wichtige Aufgabe der Betriebsführung, darauf hinzuwirken, daß die Ausmauerung stetig von Konverter zu Konverter in gleichen Zeitabständen vorgenommen werden kann, und daß dergleichen die Bodenwechsel in annähernd gleichen Zeitabständen aufeinander folgen. Dieser Forderung stehen aber verschiedene Umstände im Wege, vor allem die Schwankungen in der Futterhaltbarkeit,

besonders der Bodenhaltbarkeit, ferner Nebenarbeiten, wie das Entfernen der Mündungs- und Kaminbären, die Instandhaltung der Bodendüsen, bisweilen auch unvorhergesehene zeitraubende Ausbesserungen, z. B. das Flickern einer schlecht gehaltenen Verdichtung und ähnliches. Damit trotzdem für die Futter- und Bodenerneuerung gleiche Zeitabstände gewonnen werden können, muß außer den Convertern für die obengenannten drei Zwecke auch noch eine für den Blasebetrieb bereitstehende Converterreserve vorhanden sein, so daß man in der Auswahl der jeweils für den Blasebetrieb heranzuziehenden Converter zur Erzielung einer fortlaufenden Futter- und Bodenerneuerung eine gewisse Freiheit besitzt und man außerdem auch unumgängliche Ausbesserungsarbeiten ohne Erzeugungsverminderung vornehmen kann. Wir haben also den obengenannten drei Betriebsstufen als vierte noch die Converterreserve hinzuzufügen.

Die rechnerische Ermittlung der für eine vorgeschriebene Erzeugung erforderlichen Anzahl Converter in Abhängigkeit von den in Frage kommenden Betriebsfaktoren wird also darauf hinauslaufen, daß

die für jeden der vier Betriebsstufen erforderliche Konverteranzahl auf eine Formel gebracht und die so erhaltenen vier Posten zusammengezählt werden.

Beginnen wir mit dem unter 1 genannten Konverterbedarf für den Blasebetrieb selbst: Es sei

$x$  die vom Thomaswerk stündlich zu leistende Chargenzahl,

$a$  (in min) die vom Hochstellen einer Charge bis zum beendeten Ausgießen in die Stahlpfanne erforderliche Zeit.

Ein Konverter kann somit in 1 st  $\frac{60}{a}$  Chargen bewältigen. Da aber je st  $x$  Chargen bewältigt werden sollen, ist die zum Blasebetrieb erforderliche Konverteranzahl  $\frac{x \cdot a}{60}$ .

Zahlenbeispiel: Es sei  $x = 4$  Chargen,  $a = 26$  min. Dann ist die für den Blasebetrieb erforderliche Konverteranzahl  $\frac{4 \cdot 26}{60} = \text{rd. } 1,7$ .

Ebenso wie hier werden auch bei der Bestimmung der für die drei anderen Betriebsstufen erforderlichen Konverteranzahl Bruchteile von Convertern auftreten; wir haben daher noch die Frage zu prüfen, ob diese Bruchteile nachher einfach zusammengezählt werden dürfen, oder ob die einzelnen Posten zuvor zu ganzen Zahlen aufgerundet werden müssen. Im vorliegenden Falle besagt die Zahl 1,7, daß die beiden für den Blasebetrieb benötigten Konverter nicht vollbelastet arbeiten. Offensichtlich hängt nun der tatsächliche Konverterbedarf davon ab, ob die sich aus der unvollständigen Belastung ergebenden Pausen für eine der anderen weiter oben aufgeführten Betriebsstufen benutzt werden können. Nun ist, wenn zwei nicht vollbelastete Konverter für den Blasebetrieb ausreichen, die übliche Arbeitsweise die, daß von Charge zu Charge annähernd gleiche Zeitabstände eingehalten werden, und in diesem Falle ist die an jede Charge sich anschließende Pause zu kurz, als daß sie in nennenswerter Weise nutzbar gemacht werden könnte. Somit ist bei dieser Arbeitsweise der Konverterbedarf auf zwei aufzurunden. Freilich wäre auch eine andere Arbeitsweise denkbar, nämlich die, daß etwa einige Stunden lang mit zwei Convertern im vollbelasteten Betrieb gefahren wird und dann einige Stunden nur mit einem einzigen Konverter, so daß sich insgesamt im Durchschnitt gleichfalls  $x$  Chargen je st ergeben. Der Konverterbedarf wäre dann tatsächlich nur 1,7. Außerdem hätte eine derartige Arbeitsweise für den Konverterbetrieb selbst auch wärmewirtschaftliche Vorteile. Trotzdem ist aber diese Arbeitsweise, die wir die unstetige nennen wollen, wie schon erwähnt, nicht üblich. Die Nachteile der ungleichmäßigen Belieferung des Walzwerks würden hierbei überwiegen.

Liegt dagegen der Konverterbedarf für den Blasebetrieb zwischen zwei und drei Convertern, was der in der Praxis häufigste und wichtigste Fall ist, so ist die unstetige Arbeitsweise in dem Sinne, daß teils mit zwei, teils mit drei Convertern im Wechselbetrieb gefahren wird, die Regel, weil die Konverter-

anlage in den seltensten Fällen so viel Konverter aufweist, daß unter Wahrung des wichtigsten Gebotes, nämlich der Aufrechterhaltung der Kontinuität der Bodenwechsell und Ausmauerungen, stets mit drei nicht vollbelasteten Convertern<sup>1)</sup> im Wechselbetrieb gefahren werden kann. Es muß dann also unstetig gearbeitet werden, wobei von Fall zu Fall aufs umsichtigste disponiert werden muß. In denjenigen Zeiträumen, in denen mit drei Convertern geblasen wird, wird die Erzeugung so weit gesteigert, wie es die übrigen Anlagen des Thomaswerks gestatten. Diese höchstmögliche Leistungsfähigkeit des Stahlwerks hinsichtlich der Gesamtanlage sei  $L$  Chargen je st.  $L$  liegt in den allermeisten Fällen unter der Erzeugungsfähigkeit dreier vollbelasteter Konverter, ja meist nur wenig über derjenigen von zwei vollbelasteten Convertern. Der tatsächliche Konverterbedarf für den Blasebetrieb wird also, wenn er nach der Formel  $\frac{x \cdot a}{60}$

über 2 zu liegen kommt und sich beispielsweise zu 2,2 berechnet, in Wirklichkeit zwischen 2,2 und 3 liegen und im besonderen eine Funktion der maximalen Leistungsfähigkeit  $L$  der ganzen Stahlwerksanlage sein, die natürlich immer  $\geq$  der verlangten Erzeugung  $x$  sein muß. An Stelle der Formel  $\frac{x \cdot a}{60}$  hat dann folgender sich aus einem einfachen Ansatz<sup>2)</sup> ergebender Ausdruck zu treten:

$$2 + \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120}$$

Gemäß unseren Voraussetzungen muß sein:

$$\frac{x \cdot a}{60} > 2, \text{ d. h. } x > \frac{2 \cdot 60}{a} \text{ und } x \leq L.$$

Für  $\frac{x \cdot a}{60} = 2$  wird der Wert des Bruchs = 0, für  $x = L$  wird er = 1.

Wie die nachstehenden Zahlenbeispiele zeigen, unterscheiden sich die aus dem Ausdruck

$2 + \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120}$  berechneten Werte von den aus

$\frac{x \cdot a}{60}$  berechneten nur dann nennenswert, wenn  $L$  dicht bei  $x$  liegt.

Zahlenbeispiel: Es sei  $x = 4,6$  Chargen je st,  $a = 30$  min. Der erwünschte Höchstwert von  $L$  entspricht der Leistungsfähigkeit von drei vollbelasteten

Konvertern =  $\frac{3 \cdot 60}{a} = 6$  Chargen je st. In diesem Falle

geht der größere Ausdruck in den kleineren über, und die für den Blasebetrieb erforderliche Konverteranzahl

ist  $\frac{x \cdot a}{60} = 2,3$ . Setzt man im übrigen die Werte für  $x$

1) Natürlich brauchen hiervon, wenn nicht ganz ungewöhnliche Blasezeiten vorliegen, nur zwei Konverter gleichzeitig zu blasen.

2) Die höchste Leistung von zwei Convertern ist  $\frac{2 \cdot 60}{a}$ , von drei Convertern  $L$  Chargen. Für die Erzielung von  $x$  Chargen je st seien  $2 + p$  Konverter nötig, dann ist:  $x = \frac{2 \cdot 60}{a} (1 - p) + L \cdot p$ . Hieraus berechnet sich  $p = \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120}$

und  $a$  in den Ausdruck  $2 + \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120}$  ein, so erhält man

$$2 \cdot \frac{L - 3,7}{L - 4}$$

Hieraus berechnet sich

|             |                     |      |
|-------------|---------------------|------|
| für $L = 6$ | die Konverteranzahl | 2,3  |
| „ $L = 5,5$ | „                   | 2,4  |
| „ $L = 5$   | „                   | 2,6  |
| „ $L = 4,8$ | „                   | 2,75 |
| „ $L = 4,7$ | „                   | 2,86 |
| „ $L = 4,6$ | „                   | 3    |

In bester Uebereinstimmung mit der vorstehenden Darlegung steht die praktische Erfahrung, daß das Arbeiten mit drei Konvertern im Wechselbetriebe, wenn  $L$  nur wenig über der mit zwei im Blasebetriebe vollbelasteten Konvertern zu erzielenden Erzeugung liegt, diese Erzeugung nur wenig zu steigern vermag, während es andererseits einen Konverter mehr beansprucht und dabei ein planmäßiges Aufarbeiten der Böden und Ausmauerungen gefährdet, d. h. leicht zu nachfolgendem Konvertermangel führt.

Der unter 2 genannte Konverterbedarf für die Erneuerung der Ausmauerung berechnet sich in folgender Weise: Es sei  $m =$  der Anzahl Chargen, die eine Konverterausmauerung durchschnittlich aushält, ferner  $z_m$  (in st) die zum Ausbrechen, Neuzustellen und Warmblasen eines Konverters erforderliche Zeit.

Würde nun dauernd ein Konverter der Anlage für die Zwecke der Neuzustellung zur Verfügung gestellt in der Weise, daß ungefähr zu derselben Stunde, zu der die erste Charge im neuzugestellten Konverter hochgestellt wird, der nächste zum Ausbrechen abgesetzt wird, so könnten in der Zeit  $z_m$  von den übrigen Konvertern auf die Dauer nur  $m$  Chargen gemacht werden, d. h. stündlich nur  $\frac{m}{z_m}$  Chargen. Die verlangte stündliche Erzeugung von  $x$  Chargen erfordert somit für die Zwecke der Neuzustellung  $\frac{x}{m/z_m} = \frac{x \cdot z_m}{m}$  Konverter. Welche

Stellung hier etwaigen Bruchteilen in der Konverterzahl gegenüber einzunehmen ist, wird weiter unten besprochen werden. Vorausgesetzt ist bei der vorstehenden Ableitung, daß die Summe der wöchentlichen Blasebetriebsstunden und der wöchentlich auf die Konverterzustellung verwandten Stunden übereinstimmen. Wird der Sonntag regelmäßig zur Konverterzustellung herangezogen, so wird  $z_m$  kleiner im Verhältnis der Summe der wöchentlichen Blasebetriebsstunden zur Summe der Zustellungsstunden.

Für den unter 3 genannten Konverterbedarf zum Bodenwechseln seien folgende Bezeichnungen eingeführt:

$n$  sei die Anzahl Chargen, die ein Boden im Durchschnitt aushält;

$z_n$  (in st) die für den Bodenwechsel einschließlich des Warmblasens erforderliche Zeit. Dann kommen auf eine Konverterausmauerung  $\frac{m}{n}$  Böden und, da der erste Boden zur Neuausmauerung zählt,

$$\frac{m}{n} - 1 = \frac{m - n}{n} \text{ Bodenwechsel, die } \frac{m - n}{n} \cdot z_n \text{ st}$$

in Anspruch nehmen. Wenn nun ein für die Ausmauerung erforderlicher Zeitaufwand von  $z_m$  st

$\frac{x \cdot z_m}{m}$  Konverter in Anspruch nimmt, so wird ein für das Wechseln der zu einer Ausmauerung gehörigen

Böden erforderlicher Zeitaufwand von  $\frac{m - n}{n} \cdot z_n$  st

$$\frac{x \cdot z_m}{m} \cdot \frac{m - n}{z_m} \cdot z_n = \frac{x(m - n)z_n}{m \cdot n} = x \cdot z_n \left( \frac{1}{n} - \frac{1}{m} \right)$$

Konverter in Anspruch nehmen, womit wir auch den für den Bodenwechsel erforderlichen Konverterbedarf festgelegt haben.

Angenommen, daß nun die Anwendung der vorstehenden Formeln auf bestimmte Betriebsverhältnisse einen Bedarf für die Ausmauerung von 1,1 Konvertern und für den Bodenwechsel von 1,3 Konvertern ergeben würde, so haben wir noch zu überlegen, wie weit bei diesen beiden Gebrauchszwecken die einfache Addition von Bruchteilen in der Konverterzahl zulässig ist. Was bedeuten die Zahlen 1,1 und 1,3? Die Zahl 1,1 bedeutet, daß bei Beginn des letzten Zehntels der Zustellungsdauer eines Konverters auch schon der nächste Konverter für die Futtererneuerung abgesetzt werden muß, daß also während eines Zehntels der Zustellungsdauer eine Ueberschneidung zweier aufeinander folgender Futtererneuerungen eintreten muß. Offenbar ist dies unter der Voraussetzung unbedenklich, daß nicht während derselben Zeit auch eine Ueberschneidung zweier Bodenwechsel eintritt. Ob dies immer gelingt, hängt von der Geschicklichkeit der Betriebsführung ab. Die Möglichkeit, eine solche doppelte Ueberschneidung zu vermeiden, ist durch die Konverterreserve gegeben. Bei unserer Formelaufstellung soll diese Geschicklichkeit vorausgesetzt werden, und damit ist dann auch die Addition der Bruchteile der Konverterzahl als zulässig zu betrachten, dies um so mehr, als der sich schließlich ergebende gesamte Konverterbedarf doch noch nach oben auf eine ganze Zahl aufgerundet werden muß.

Der letzte der vier Verwendungszwecke ist die Konverterreserve. Daß diese Reserve durch eine ganze Reihe sehr verschiedenartiger Betriebsfaktoren bedingt ist, ist eingangs angedeutet worden. Alle diese Faktoren in eine mathematische Form zu bringen, die gleichzeitig einen praktischen Wert haben soll, wäre ein aussichtsloses Beginnen. Am zweckmäßigsten dürfte es sein, alle diese Sonderinflüsse in einem Beiwert zusammenzufassen, einer Erfahrungszahl, die für verschiedenartige Betriebsverhältnisse natürlich in gewissen Grenzen schwankt. Dieser Beiwert ist als Faktor dem weiter oben gefundenen Ausdruck für den Konverterbedarf zum Blasebetrieb anzugliedern. Denn gleichgültig, durch welche Ursachen die Konverterreserve bedingt ist, sie selbst besteht ja in einer Erhöhung der für den Blasebetrieb unter Einschluß aller Nebenarbeiten erforderlichen Konverterzahl. Der Beiwert 1,5 würde bedeuten, daß für zwei im Wechselbetriebe unter äußerster Ausnutzung ihrer Leistungsfähigkeit blase Konverter ein Reservekonverter gerechnet

wird. Demgegenüber würde ein Reservekonverter auf drei im Blasebetriebe vollbelastete Konverter dem Beiwert  $\frac{4}{3} = 1,33$  entsprechen. Dieser letztere Beiwert ist auf alle Fälle zu niedrig. Der erstere erscheint auf den ersten Anblick etwas hoch. Wenn man aber den Begriff „Unvorhergesehenes“ noch in die Reihe der zu berücksichtigenden Einflüsse und Störungen einschleibt, dann dürfte die Zahl 1,5 doch den in den allermeisten Fällen vorliegenden Verhältnissen am nächsten kommen. Der in der Mitte liegende Wert 1,4 erscheint nur angebracht, wenn ein Thomaswerk gegen unliebsame Haltbarkeitschwierigkeiten durchaus gefeit ist. Im nachfolgenden soll der Beiwert 1,5 angewendet werden.

Die für den Blasebetrieb erforderliche Konverteranzahl ist somit,

wenn  $\frac{x \cdot a}{60}$  kleiner als 2 und der Konverterbedarf zur Durchführung des stetigen Betriebes auf 2 zu erhöhen ist, . . . . . =  $1,5 \times 2 = 3$ ,

wenn  $\frac{x \cdot a}{60}$  größer als 2, . . . =  $1,5 \left( 2 + \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120} \right)$ .

Nunmehr sind wir in der Lage, den gesamten Konverterbedarf  $y$  anzugeben:

$$y = 3 + x \cdot z_n \cdot \frac{1}{m} + x \cdot z_n \left( \frac{1}{n} - \frac{1}{m} \right) \quad (Ia)$$

$$y = 1,5 \left( 2 + \frac{x \cdot a - 120}{L \cdot a - 120} \right) + x \cdot z_n \cdot \frac{1}{m} + x \cdot z_n \cdot \left( \frac{1}{n} - \frac{1}{m} \right) \quad (Ib)$$

Hierin ist:

- $y$  = dem gesamten Konverterbedarf,
- $x$  = der vom Thomaswerk stündlich zu leistenden Chargenzahl,
- $a$  (in min) = der vom Hochstellen einer Charge bis zum beendeten Ausgießen in die Stahlpfanne erforderlichen Zeit,
- $L$  = der höchstmöglichen Chargenzahl je st, die die gesamte Stahlwerksanlage zu leisten vermag;
- $m$  = der durchschnittlichen Konverterhaltbarkeit,
- $z_m$  (in st) = der für die Futtererneuerung eines Konverters einschließlich Warmblasen erforderlichen Zeit,
- $n$  = der durchschnittlichen Bodenhaltbarkeit,
- $z_n$  = der für einen Bodenwechsel einschließlich Warmblasen erforderlichen Zeit.

Der zweite und dritte Posten der rechten Seite der Gleichung Ib kann auch in folgender Form geschrieben werden:

$$\frac{x}{m} (z_m - z_n) + \frac{x}{n} z_n.$$

Zahlenbeispiel: Es sei  $x = 5$ ,  $a = 25$ ,  $L = 5,5$ ,  $m = 30$ ,  $z_m = 60$ ,  $n = 50$ ,  $z_n = 12$ .

Es ist der sich aus den vorstehenden Angaben ergebende Konverterbedarf zu berechnen.

Lösung:  $\frac{x \cdot a}{60}$  ist  $= \frac{125}{60} = \text{rd. } 2,1$ . Daher ist die

Formel Ib anzuwenden. Aus ihr ergibt sich  $y = 3,4 + 1 + 1 = 5,4$ .

Zur Erzielung der vorgeschriebenen Leistung von mindestens fünf Chargen je st sind also sechs Konverter nötig. Wie die Rechnung zeigt, macht der Umstand, daß die verlangte Erzeugung nur ganz wenig über der von zwei im Wechselbetrieb blasenden Konvertern zu bewältigenden liegt, einen Konverter mehr nötig. Unter Umständen wird man vorziehen, sich auf die mit zwei im Wechselbetrieb blasenden Konvertern erzielbare Erzeugung zu beschränken. Diese ergibt sich aus der Gleichung

$$\frac{x \cdot a}{60} = 2$$

$$x = \frac{120}{a} = \frac{120}{25} = 4,8 \text{ Chargen.}$$

Für  $x = 4,8$  wird dann der gesamte Konverterbedarf nach Ia:  $y = 3 + 0,96 + 0,96 = 4,9$  Konverter. Somit genügen für die Erzielung von 4,8 Chargen je st fünf Konverter.

Natürlich können die vorstehenden Gleichungen auch dazu benutzt werden, bei gegebener Konverteranzahl die erzielbare stündliche Chargenzahl zu bestimmen.

Zahlenbeispiel: In dem vorhergehenden Beispiel war für die Erzielung von fünf Chargen je st ein Bedarf von 5,4 Konvertern berechnet worden. Es soll nunmehr festgestellt werden, welche stündliche Chargenzahl bei sechs zur Verfügung stehenden Konvertern geleistet werden kann.

Die explizite Darstellung von  $x$  lautet bei Gleichung Ib:

$$x = \frac{y (L \cdot a - 120) - 3 L \cdot a + 540}{1,5 a + (L \cdot a - 120) \cdot \left[ \frac{z_m}{m} + z_n \left( \frac{1}{n} - \frac{1}{m} \right) \right]}$$

Hieraus berechnet sich für  $y = 6$ ,  $x = 5,2$  Chargen je st.

Endlich geben die im vorstehenden entwickelten Beziehungen dem Betriebsmann die Möglichkeit an Hand, sich die Abhängigkeit der Leistungsfähigkeit der Konverteranlage von jedem einzelnen der wesentlichen Betriebsfaktoren klarzumachen.

Bei den vorstehenden Ueberlegungen ist nicht in Betracht gezogen, daß von Zeit zu Zeit die Windkasten durch neue ersetzt werden müssen, was meist wegen der schwierigen Entfernung des Dauerfutters um die Verbindungsbolzen herum eine recht zeitraubende Arbeit ist, daß ferner im Laufe der Zeit auch Konvertergefäße ausgewechselt und Konverterkamme erneuert werden müssen. Soll daher eine bestimmte Erzeugung auf Jahre hinaus sichergestellt werden, so ist für derartige Ausbesserungen noch ein weiterer Konverter in Rechnung zu setzen.

### Zusammenfassung.

Die Beziehungen zwischen stündlicher Chargenzahl und Konverterbedarf in Abhängigkeit von den wichtigsten Betriebsfaktoren wurden in eine mathematische Form gekleidet.

## Schneidversuche mit Schnellarbeitsstählen.

Von Dr.-Ing. Rudolf Hohage und Dipl.-Ing. Arthur Grützner.

(Notwendigkeit systematischer Schneidversuche. Einfluß von Wolfram, Vanadin und Molybdän auf die Leistung.)

Die Schnellarbeitsstahlverbraucher, in der Hauptsache die mechanischen Betriebe, die mit neuzeitlichen kräftigen Maschinen ausgerüstet sind, werden mit Recht von ihrem Lieferwerk einen Stahl verlangen, mit dem sie Höchstleistungen erzielen können. Die frühere Ansicht, daß nur der Wolframgehalt für die Leistung maßgebend sei und infolgedessen von vielen Verbrauchern bei einer Bestellung ein Stahl mit einem bestimmten Wolframgehalt verlangt wurde, ist heute überholt. Ferner weiß man genau, daß außer den Legierungselementen noch andere Einflüsse die Leistung eines Schnellarbeitsstahles in höchstem Maße beeinflussen. Diese Einflüsse entziehen sich in den meisten Fällen der Kenntnis des Stahlherstellers. Die Verschiedenheit der Arbeitsbedingungen und häufig unnachprüfbar auftretende Fehlerquellen müssen in der Beurteilung der Leistung eines Schnellarbeitsstahles bestimmter Zusammensetzung zu Trugschlüssen führen. Es seien daher einige der wichtigsten Fehlerquellen nachstehend aufgeführt.

Die Härtung des Schnellarbeitsstahles dürfte meist nicht so durchgeführt sein, daß eine Höchstleistung erreicht wird. Leider ist es in den Verbraucherkreisen viel zu wenig bekannt, daß gerade die Härtetemperatur ein ausschlaggebender Faktor für die Leistung des Schnellarbeitsstahles ist. Schon 30° zu hoch oder zu niedrig beeinflussen die Leistung in großem Maße.

Ferner werden die durch Schleifen erhaltenen Winkel nicht übereinstimmend ausfallen, und doch ist dies unbedingt erforderlich, wenn Vergleiche über die Leistung angestellt werden sollen. Was die Anstellung des Meißels anbetrifft, so wird der Spanquerschnitt und die Lage der Schneidkante zur Mittelachse des zu bearbeitenden Stückes nicht immer gleich gewählt werden können. Wechselt nun noch bei der Bearbeitung die Schnittgeschwindigkeit, so wird man für die in der Zeiteinheit aufzubringende mechanische Arbeit (Gesamtschnittdruck  $\times$  Schnittgeschwindigkeit) verschiedene Größen erhalten.

Die geleistete mechanische Arbeit wird zum Teil für die Trennung der Stahlteilchen verbraucht, zum Teil in Wärme umgesetzt. Es bestehen also zwei Hauptursachen, durch welche die Leistung eines jeden Meißels erschöpft werden: der Schnittdruck und die Wärme. Mechanisch wird das Werkzeug infolge des Schnittdruckes an Schneide und Brust aufgeraut und zerstört, physikalisch wird durch die an der Schneide hervorgerufene Wärmeentwicklung eine Veränderung des Härtegefüges bedingt. Diese einer Anlaßbehandlung gleichkommende Erwärmung der Schneide führt bekanntlich bei Schnellarbeitsstählen bei etwa 625° zu einem Maximum an Schnitthaltigkeit: Der bei der Härtung teilweise entstandene Austenit ist in Martensit über-

geführt worden. In Abb. 1 und 2 sind die beiden Gefüge in 1000facher Vergrößerung wiedergegeben.

Wir haben die Beobachtung gemacht, daß ein Anlassen des Meißels vor Ingebrauchnahme im allgemeinen nicht erforderlich ist, um eine höhere Leistung zu erzielen. Im normalen Arbeitsgang läßt sich jeder Meißel selbst an. Das austenitische Gefüge geht also ohne weiteres durch den Anlaßvorgang in den härteren Martensit über. Dies gilt be-

$\times 1000$

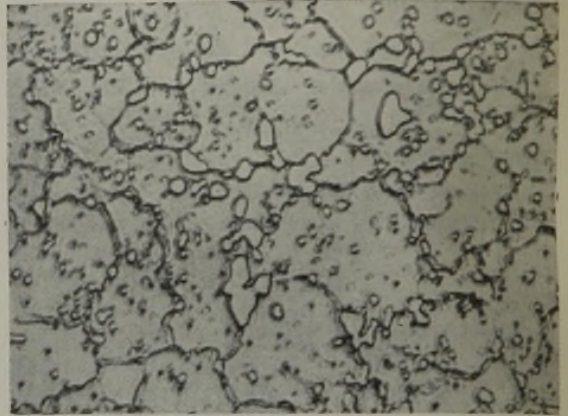


Abbildung 1. Schnelldrehstahl, abgeschreckt.

$\times 1000$

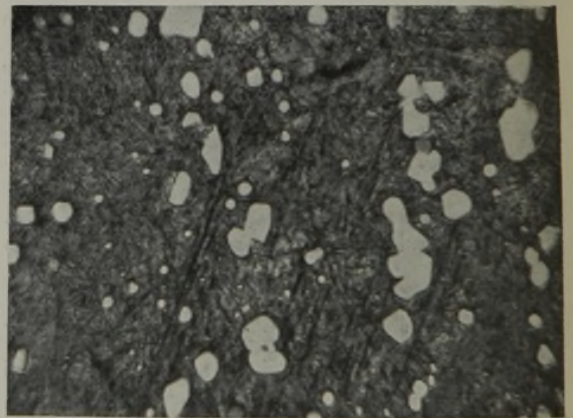


Abbildung 2. Wie Abb. 1, jedoch auf 600° angelassen.

sonders für das Bearbeiten weicherer Materialien. Es ist deshalb nicht richtig, allgemein von einer Leistungssteigerung durch vorhergehendes Anlassen zu sprechen. Ein Anlassen bringt nur dann eine Leistungssteigerung hervor, wenn Materialien mit hoher Streckgrenze und Festigkeit zu bearbeiten sind, weil in diesem Falle vom Beginn der Schneidarbeit an die Meißelschneide hauptsächlich mechanisch beansprucht wird. Eine vorwiegend mechanische Beanspruchung des Schnellarbeitsstahles tritt bei der Bearbeitung von gegossenen Stücken auf, zumal da hier die Härte des zu bearbeitenden Materials in oft unbekanntem Grenzen schwankt und

häufig mit einer durch Formsand stark durchsetzten Oberfläche zu rechnen ist. Die Erscheinung, daß ein zum zweiten Male angeschliffener Schnellarbeitsstahl-Meißel auf Gußeisen eine höhere Leistung aufweist, ist wie folgt zu erklären: Die bei der ersten Dreharbeit entwickelte Wärme führt ein Anlassen der Schneide herbei und hat den Austenit in den härteren Martensit übergeführt. Neu angeschliffen ist daher der Meißel in der Lage, da er aus Martensit besteht, der beim Gußeisen auftretenden stark mechanischen Beanspruchung einen größeren Widerstand entgegenzusetzen. Im übrigen läßt sich das Anlassen auf ungefähr 600° in vielen Betrieben heute noch nicht einwandfrei durchführen, weil dort die Einrichtungen zum Anlassen fehlen. Wird der Stahl zu hoch angelassen, so nimmt die Härte schnell mit steigender Anlaßtemperatur ab. Läßt man diesen Stahl arbeiten, so raut die Schneide stark auf, die Reibungswärme wird dadurch größer, und die Schneide schmort ganz plötzlich ab.

Eine wesentliche Rolle spielt bei der Beurteilung des Schnellarbeitsstahles die Beschaffenheit des zu bearbeitenden Stückes. Es werden hierbei die Festigkeitseigenschaften von großer Bedeutung sein, ferner die Frage, ob es sich um vergüteten, geglähten oder geschmiedeten Stahl handelt. Wird ein Drehversuch auf einem nur geschmiedeten Block aus härtbarem Stahl ausgeführt, so ist ein einwandfreies Bild überhaupt nicht zu erwarten; denn beim Schmieden des Blockes kommt es immer vor, daß die Schmiedeendtemperatur und die Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Fertigsmieden verschieden ist. Dies hat aber verschiedene Festigkeiten zur Folge. So kann ein geschmiedeter Stahl mit 0,7 % C und 0,6 % Mn nach dem Schmieden Brinellhärten von ungefähr 230 bis 340 aufweisen, entsprechend einer Festigkeit von etwa 80 bis 125 kg/mm<sup>2</sup>. Die äußere Beschaffenheit des zu bearbeitenden Stückes (Sandstellen, Schlackeneinschlüsse, Schmiedehaut usw.) wird auf die Erwärmungsverhältnisse der Schneide, daher auch auf die Leistung des Schnellarbeitsstahles einen großen Einfluß ausüben.

Im laufenden Betriebe einer mechanischen Werkstatt ist es unvermeidlich, daß bei Arbeitsstücken mit wechselnden Durchmessern infolge der verschiedenen Schnittgeschwindigkeiten die Beurteilung der Güte des Schnellarbeitsstahles erschwert wird, besonders wenn ein Anpassen an die günstigste Schnittgeschwindigkeit nicht möglich ist.

Aus den bisherigen Ausführungen ist ersichtlich, daß sich in der laufenden mechanischen Bearbeitung eine Summe von Einflüssen ergeben kann, die, nicht genügend beobachtet, eine vergleichende Beurteilung der Leistung verschiedener Schnellarbeitsstahllegierungen nicht erlaubt.

Die vorliegende Arbeit hatte im besonderen den Zweck, den Einfluß einzelner Legierungselemente auf die Leistung im Schneidversuch zu ermitteln. Es sei bereits hier vorweg genommen, daß die auf diesem Wege erhaltenen Zahlen als relative Vergleichszahlen aufzufassen sind. Ferner,

daß die Untersuchungen nicht an Stücken der laufenden Herstellung vorgenommen wurden, sondern auf geschmiedeten Rundblöcken aus Chromnickelstahl mit ungefähr 3 % Ni und 1,5 % Cr, die besonders für diese Versuche auf eine Streckgrenze von etwa 85 kg/mm<sup>2</sup> und etwa 100 kg/mm<sup>2</sup> Bruchfestigkeit vergütet worden waren. Aus den im Tiegel erschmolzenen Schnellarbeitsstahllegierungen, etwa 90 kg schweren Güssen, wurden Stangen 30 mm □ hergestellt. Nach dem Glühen der Stangen wurden aus diesen die Meißel geschmiedet. Um genau übereinstimmende Meißelformen zu erhalten, wurde die Schneide nach dem Ausschmieden nach einer Schablone geschliffen. Zur Härtung wurde der Stahl langsam vorgewärmt, allmählich auf ungefähr 850° erhitzt, dann schnell auf die erforderliche Härte-temperatur gebracht und in Oel abgelöscht. Die Feststellung der richtigen Härtetemperatur erfolgt unter Zuhilfenahme der metallographischen Prüfung. Bei den Härtungsversuchen wurde bemerkt, daß oberhalb 1100° bei molybdänlegierten Stählen eine starke Kornvergrößerung eintritt<sup>1)</sup>.

Eine Reihe zahlreicher Vorversuche führte zu der Erkenntnis, daß, abgesehen von der damit verbundenen Ersparnis an Zeit und Material, eine verhältnismäßig kurze Versuchsdauer die Sicherheit und den Wert des einzelnen Versuches nicht beeinträchtigt, sondern gut übereinstimmende Güteziffern ergibt. Erreicht wurde dieses dadurch, daß der einzelne Drehversuch bei sonst gleichen Versuchsbedingungen nicht bei ein und derselben Schnittgeschwindigkeit bis zum Stumpfwerden der Schneide ausgeführt wurde. Nach einer bestimmten Drehlänge wurde die Schnittgeschwindigkeit oder der Vorschub gesteigert, bis der Meißel seine Schneidkraft verloren hatte. Eine Beeinträchtigung der Leistung des Versuchsmeißels wurde durch vorsichtiges Absetzen und vorsichtiges Wiederauflaufenlassen mit der nächstgrößeren Schnittgeschwindigkeit bzw. dem nächsthöheren Vorschub vermieden. Diese Versuchsanordnung hat außer der erwähnten Ersparnis an Zeit und Material den Vorteil, mehrere Versuche unter gleichen Schnittgeschwindigkeiten auf dem gleichen Durchmesser des Blockes hintereinander ausführen und demzufolge auch einwandfrei vergleichen zu können.

Mit der Staffelung der Schnittgeschwindigkeit wurde noch ein weiterer Zweck verfolgt. Die Betrachtung der Farbe der ablaufenden Späne und der Farbe der Meißelschneide war gleichbedeutend mit der Ermittlung der günstigsten Schnittgeschwindigkeit, d. h. der Schnittgeschwindigkeit, bei welcher der Meißel voll ausgenutzt wird.

Die Form des Meißels, seine Schnittwinkel<sup>2)</sup> und seine Anstellung sind aus Abb. 3 und 4 zu ersehen.

<sup>1)</sup> Vgl. W. Oertel und F. Pölguter: St. u. E. 44 (1924), S. 1165/9.

<sup>2)</sup> Spätere Untersuchungen ergaben, daß die bei vorliegender Arbeit angewandte Meißelform der Frage der günstigsten Schnittwinkel nicht gerecht wird. Sie mußte jedoch beibehalten werden, um einen Vergleich mit zeitlich früher liegenden Versuchen zu ermöglichen.

Die Anordnung des einzelnen zusammengesetzten Versuches (Versuchsabschnitte I—IV) ist aus Abb. 5 ersichtlich.

Es bezeichnet:

- $D_1$  = Anfangsdurchmesser in mm
- $D_2$  = Enddurchmesser in mm
- $\frac{D_1 - D_2}{2}$  = Spantiefe in mm
- L = Drehlänge in mm
- n = Umdrehungen in der Minute
- V = Vorschub in mm je Umdrehung
- S = Schnittgeschwindigkeit in m je Minute
- =  $D_1 \cdot \pi \cdot n$
- Z = Versuchsdauer in Minuten
- =  $\frac{L}{n \cdot V}$
- G = abgedrehtes Spangewicht in kg
- =  $7,8 \cdot L \cdot \frac{\pi}{4} (D_1^2 - D_2^2)$
- =  $6,13 \cdot L \cdot (D_1^2 - D_2^2)$ .

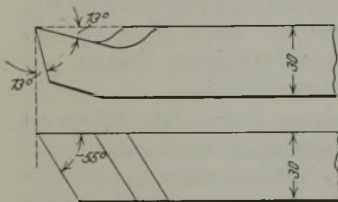


Abbildung 3. Form der Schneide.

Berechnet man das abgedrehte Spangewicht der einzelnen Versuchsabschnitte sowie die dazugehörige Zeit, so erhält man ein in Abb. 6 wiedergegebenes Zeit-Leistungsdiagramm.

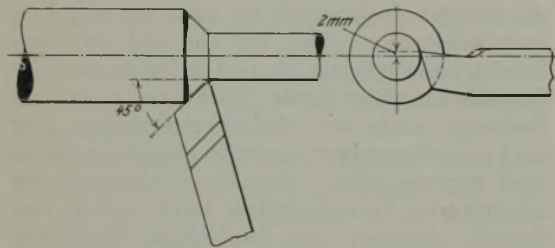


Abbildung 4. Anstellung des Meißels.

Da die Schnittgeschwindigkeiten und hiermit  $Z_1 + Z_2 + Z_3 + Z_4 = Z$  bei allen Versuchen annähernd dieselben waren, erübrigt sich eine Wiedergabe der einzelnen Diagramme. Für den relativen

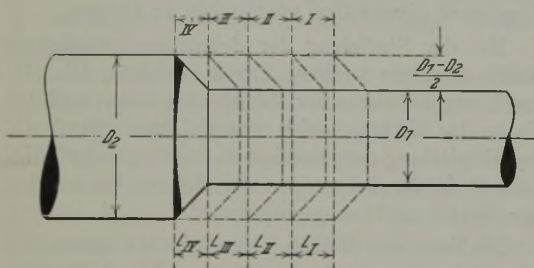


Abbildung 5. Anordnung der einzelnen Versuche.

Vergleich genügt daher die Angabe von „G“, des abgedrehten Spangewichtes in kg, und die aus diesen Zahlen zu errechnenden relativen Vergleichsziffern.

Die benutzten Schnellarbeitsstahllegierungen sind in Zahlentafel 1 zusammengestellt.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Versuchsstähle.

| Stahl-Nr. | C %  | Cr % | W %   | V %  | Mo % |
|-----------|------|------|-------|------|------|
| 1         | 0,74 | 3,30 | 16,80 | 0,28 |      |
| 2         | 0,66 | 2,85 | 18,70 | 0,44 |      |
| 3         | 0,83 | 4,60 | 20,50 | 0,67 |      |
| 4         | 0,82 | 4,30 | 23,40 | 0,73 |      |
| 5         | 0,85 | 5,80 | 26,00 | 0,75 |      |
| 6         | 0,85 | 4,50 | 26,60 | 0,74 |      |
| 7         | 0,60 | 3,05 | 17,00 | 0,26 |      |
| 8         | 0,63 | 3,14 | 18,70 | 0,49 |      |
| 9         | 0,65 | 2,82 | 18,70 | 1,00 |      |
| 10        | 0,66 | 4,77 | 19,20 | 1,20 |      |
| 11        | 0,68 | 4,57 | 17,50 | 1,60 |      |
| 12        | 0,70 | 3,80 | 25,30 | 0,34 |      |
| 13        | 0,79 | 4,27 | 23,90 | 0,69 |      |
| 14        | 0,82 | 4,30 | 23,40 | 0,73 |      |
| 15        | 0,70 | 3,80 | 24,30 | 0,78 |      |
| 16        | 0,78 | 3,15 | 23,80 | 1,48 |      |
| 17        | 0,76 | 3,10 | 17,00 | 0,19 |      |
| 18        | 0,65 | 3,16 | 19,50 | 0,49 |      |
| 19        | 0,75 | 3,94 | 25,20 | 0,79 |      |
| 20        | 0,73 | 4,32 | 14,40 | 1,50 |      |
| 21        | 0,61 | 3,90 | 14,30 | 1,80 |      |
| 22        | 0,73 | 4,20 | 17,60 | 1,61 |      |
| 23        | 0,79 | 3,18 | 12,40 | 0,52 | 3,98 |
| 24        | 0,67 | 3,03 | 14,10 | 0,80 | 4,60 |
| 25        | 0,65 | 4,00 | 13,80 | 1,60 | 4,00 |

Der Einfluß des Wolframgehaltes bei einem von 0,28—0,75 % steigenden Vanadinegehalt geht aus Zahlentafel 2 und Abb. 7 hervor.

Zahlentafel 2. Einfluß des Wolframgehaltes auf die Schnittleistung.

| Stahl-Nr. | C %  | Cr % | W %   | V %  | Abgedrehtes Spangewicht kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|----------------------------|---------------------------|
| 1         | 0,74 | 3,30 | 16,80 | 0,28 | 3,86                       | 1,00                      |
| 2         | 0,66 | 2,85 | 18,70 | 0,44 | 4,90                       | 1,27                      |
| 3         | 0,83 | 4,60 | 20,50 | 0,67 | 6,00                       | 1,55                      |
| 4         | 0,82 | 4,30 | 23,40 | 0,73 | 6,82                       | 1,77                      |
| 5         | 0,85 | 5,80 | 26,00 | 0,75 | 6,60                       | 1,71                      |
| 6         | 0,85 | 4,50 | 26,60 | 0,74 | 6,97                       | 1,81                      |

Hierzu ist zu bemerken, daß der jeweilige Chromgehalt erfahrungsgemäß genügt, um die zugehörige Menge Wolfram in Lösung zu halten. Der von 0,28 bis 0,75 % wechselnde Vanadinegehalt wird die Kurve im Sinne der Abb. 8 beeinflussen. Die durch einen Mehrgehalt an Vanadin zu erwartende Mehrleistung wird bei einem Wolframgehalt von 23 % W = Null sein, während bei dem Stahl Nr. 2 mit 18,70 % W und 0,44 % V eine Verringerung des Vanadinehaltes auf 0,28 bzw. Erhöhung auf 0,67 % eine Minder- bzw. Mehrleistung von etwa 12 %

Zahlentafel 3.

| Stahl-Nr. | W %   | V %                | Abgedrehtes Spangewicht in kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|-------|--------------------|-------------------------------|---------------------------|
| 1         | 16,80 | 0,28               | 3,86                          | 1,00                      |
| 2a        | 18,70 | 0,28 <sup>3)</sup> | 4,30 <sup>3)</sup>            | 1,11 <sup>3)</sup>        |
| 2         | 18,70 | 0,44               | 4,90                          | 1,27                      |
| 2b        | 18,70 | 0,67 <sup>3)</sup> | 5,50 <sup>3)</sup>            | 1,42 <sup>3)</sup>        |

<sup>3)</sup> Errechnete Vanadinehalte, Spangewichte und relative Leistungsziffern.



bedeuten wird. (Aus Abb. 8 errechnet.) Demnach ergibt sich das Bild der Zahlentafel 3.

Aus Zahlentafel 3 ist der Einfluß des Wolframgehaltes bei 0,28 % V (Nr. 1 und 2a) sowie der Einfluß des Vanadingshaltes bei 18,70 % W ersichtlich (Nr. 2a, 2 und 2b).

Der von 0,67 bis 0,75 % wechselnde Vanadinhalt wird die Richtigkeit der Kurve, was den Einfluß des Wolframgehaltes anbetrifft, nicht wesentlich beeinträchtigen, da, wie weiter unten gezeigt werden

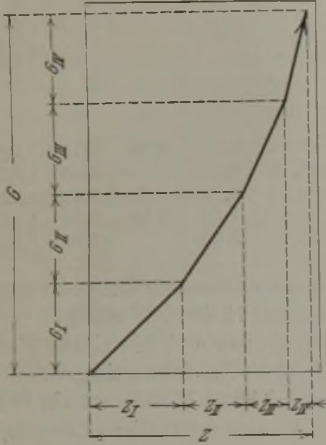


Abbildung 6. Zeit-Leistungsdiagramm.

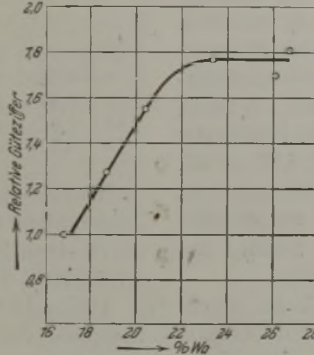


Abbildung 7. Einfluß des Wolframs auf die Schnittleistung.

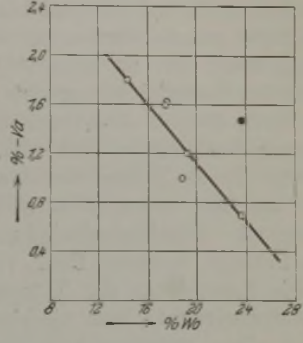


Abbildung 9. Die Höchstleistung und ihre Beziehung zum Wolfram-Vanadin-Gehalt.

Zahlentafel 5. Einfluß des Vanadins auf die Schnittleistung (23 bis 25 % W).

| Stahl-Nr. | C %  | Cr % | W %   | V %  | Abgedrehtes Spangewicht kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|----------------------------|---------------------------|
| 12        | 0,70 | 3,80 | 25,30 | 0,34 | 7,77                       | 1,000                     |
| 13        | 0,79 | 4,27 | 23,90 | 0,69 | 7,80                       | 1,003                     |
| 14        | 0,82 | 4,30 | 23,40 | 0,73 | 8,24                       | 1,060                     |
| 15        | 0,70 | 3,80 | 24,30 | 0,78 | 7,81                       | 1,005                     |
| 16        | 0,78 | 3,15 | 23,80 | 1,48 | 7,89                       | 1,015                     |

24,14 % W bleibt ein erhöhter Vanadinzusatz ohne Wirkung auf die Schnittleistung.

wird, ein steigender Vanadingsgehalt bei einem relativ hohen Wolframgehalt ohne Wirkung auf die Schnittleistung bleibt.

Die Zahlentafeln 4 und 5 sowie die Abb. 8 lassen den Einfluß des Vanadingshaltes bei einem Mittelwert von 18,22 % bzw. 24,14 % W erkennen.

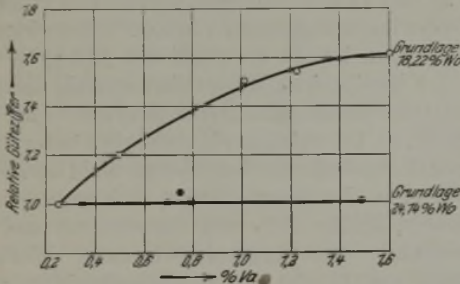


Abbildung 8. Einfluß des Vanadins bei wechselndem Wolframgehalt.

Zahlentafel 4. Einfluß des Vanadins auf die Schnittleistung (17 bis 19 % W).

| Stahl-Nr. | C %  | Cr % | W %   | V %  | Abgedrehtes Spangewicht kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|----------------------------|---------------------------|
| 7         | 0,60 | 3,05 | 17,00 | 0,26 | 4,88                       | 1,00                      |
| 8         | 0,63 | 3,14 | 18,70 | 0,49 | 5,86                       | 1,20                      |
| 9         | 0,65 | 2,82 | 18,70 | 1,00 | 7,32                       | 1,50                      |
| 10        | 0,66 | 4,77 | 19,20 | 1,20 | 7,52                       | 1,54                      |
| 11        | 0,68 | 4,57 | 17,50 | 1,60 | 7,86                       | 1,61                      |

Eine Bestätigung des Einflusses von Wolfram und Vanadin im Sinne der Zahlentafeln 2 bis 5 und der Abb. 7 und 8 finden wir in den Bohrversuchen der Zahlentafel 6.

Die relative Vergleichsziffer wird durch den hohen Wolframgehalt (25,2 %) bei niedrigem Vanadin-

Zahlentafel 6. Bohrversuche.

| Stahl-Nr. | C %  | Cr % | W %   | V %  | Schnittgeschwindigkeit in m/min | Anzahl der Bohrerlöcher | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|---------------------------------|-------------------------|---------------------------|
| 17        | 0,76 | 3,10 | 17,00 | 0,19 | 16                              | 5                       | 1,00                      |
|           |      |      |       |      | 20                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 22                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 24                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 26                              | 5                       |                           |
| 18        | 0,65 | 3,16 | 19,50 | 0,49 | 16                              | 5                       | 1,12                      |
|           |      |      |       |      | 20                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 22                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 24                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 26                              | 5                       |                           |
| 19        | 0,75 | 3,94 | 25,20 | 0,79 | 28                              | 3                       | 1,22                      |
|           |      |      |       |      | 16                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 20                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 22                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 24                              | 5                       |                           |
| 20        | 0,73 | 4,32 | 14,40 | 1,50 | 26                              | 5                       | 1,23                      |
|           |      |      |       |      | 22                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 24                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 26                              | 5                       |                           |
|           |      |      |       |      | 32                              | 0,75                    |                           |

Eindeutig geht aus diesen Versuchsreihen hervor, daß nur bei dem niedrigen Wolframgehalt von 18,22 % eine Mehrleistung zu erzielen war. Bei

gehalten (0,79 %) in demselben Maße gehoben wie durch den niedrigen Wolframgehalt (14,40 %) bei höherem Vanadengehalt (1,50 %). Man kann deshalb die Frage, ob der Bohrversuch zur Beurteilung der relativen Vergleichsleistung verschiedener Schnellarbeitsstahllegierungen hinzugezogen werden darf, bejahend beantworten. Während jedoch im Schneidversuch bei der Ermittlung des Einflusses des Wolframgehaltes die relative Vergleichsziffer von 1,00 auf etwa 1,81 steigt, beobachten wir im Bohrversuch lediglich eine Erhöhung auf 1,22. Dies ist ohne weiteres auf den verhältnismäßig kleinen Bohrerdurchmesser von 22 mm zurückzuführen, der in seinem Querschnitt einen Schnittdruck, wie er beim Meißel zulässig ist, nicht gestattet. Die Bohrversuche wurden auf vergütetem Siemens-Martin-Stahl mit 90 kg/mm<sup>2</sup> Festigkeit durchgeführt, der Vorschub betrug stets 0,14 mm, die Dicke der Platte 40 mm. Zu bemerken ist, daß bereits der weniger hochlegierte Stahl Nr. 17 (17,00 % W, 0,19 % V) als Bohrer bei einem Vorschub von 0,14 mm auf einem Werkstück mit 90 kg/mm<sup>2</sup> Festigkeit Schnittgeschwindigkeiten zuläßt, die eine kräftige, moderne Bank voraussetzen.

Die Feststellung der Tatsache, daß bei einem Schnellarbeitsstahl mit niedrigem Wolframgehalt durch einen erhöhten Vanadinzusatz eine Mehrleistung zu erzielen ist, bei einem hochwolframhaltigen jedoch keine, ließ den Schluß zu, daß zwischen dem Wolfram- und Vanadengehalt bei gleichbleibender Höchstleistung eine Wechselbeziehung bestehen müsse. Die Ergebnisse dieser Versuchsreihe sind in der Zahlentafel 7 zusammengestellt.

Zahlentafel 7. Stähle gleicher Leistung.

| Stahl-Nr. | C    | Cr   | W     | V    | Abgedrehtes Spangewicht in kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|-------------------------------|---------------------------|
|           | %    | %    | %     | %    |                               |                           |
| 21        | 0,61 | 3,90 | 14,30 | 1,80 | 7,42                          | 1,000                     |
| 22        | 0,73 | 4,20 | 17,60 | 1,61 | 7,42                          | 1,000                     |
| 11        | 0,68 | 4,57 | 17,50 | 1,60 | 7,86                          | 1,059                     |
| 10        | 0,66 | 4,77 | 19,20 | 1,20 | 7,52                          | 1,013                     |
| 9         | 0,65 | 2,82 | 18,70 | 1,00 | 7,32                          | 0,987                     |
| 13        | 0,79 | 4,27 | 23,90 | 0,69 | 7,80                          | 1,051                     |
| 16        | 0,78 | 3,15 | 23,80 | 1,48 | 7,89                          | 1,063 <sup>4)</sup>       |

Aus den relativen Vergleichsziffern ist zu ersehen, daß es sich um Legierungen mit gleichen Höchstleistungen handelt. Trägt man diese Stähle in Abhängigkeit vom Wolfram- bzw. Vanadengehalt in ein Koordinatensystem ein, wie es in Abb. 9 geschehen ist, so erhält man eine Kurve, die die Höchstleistungskurve genannt sei.

Diese Kurve gibt an, wieviel Wolfram bzw. Vanadin eine Schnellarbeitsstahllegierung bei normalem Kohlenstoff- und Chromgehalt besitzen muß, um einen Höchstleistungsstahl darzustellen. Der Stahl Nr. 16 (23,80 % W, 1,48 % V) ist oberhalb der Höchstleistungskurve mit einem • bezeichnet eingetragen. Dies besagt, daß diese Schnellarbeitsstahllegierung mit absichtlich hoch gewähltem Vanadengehalt etwa 0,9 % V oder etwa 7 % W zu

viel besitzt, also in der Herstellung dementsprechend unnötig teuer ist. Aus der Kurve geht rechnerisch hervor, daß 1 % W durch etwa 0,12 % V ersetzt werden kann.

Hinsichtlich des Einflusses von Molybdän sei nochmals auf die eingangs erwähnte Neigung zur Kornvergrößerung oberhalb 1100° und die auch hierdurch bedingte Härtetemperatur hingewiesen.

Zahlentafel 8. Einfluß von Molybdän.

| Stahl-Nr. | C    | Cr   | W     | V    | Mo   | Abgedrehtes Spangewicht in kg | Relative Vergleichsziffer |
|-----------|------|------|-------|------|------|-------------------------------|---------------------------|
|           | %    | %    | %     | %    | %    |                               |                           |
| 23        | 0,79 | 3,18 | 12,40 | 0,52 | 3,98 | 5,77                          | 1,00                      |
| 8         | 0,63 | 3,14 | 18,70 | 0,49 |      | 5,86                          | 1,02                      |
| 24        | 0,67 | 3,03 | 14,10 | 0,80 | 4,60 | 7,12                          | 1,23                      |
| 25        | 0,65 | 4,00 | 13,80 | 1,60 | 4,00 | 7,80                          | 1,35                      |
| 13        | 0,79 | 4,27 | 23,90 | 0,69 |      | 7,80                          | 1,35                      |

Was den Leistungsversuch anbetrifft, so ist nach Zahlentafel 8 ein Stahl mit 12,40 % W und 0,52 % V durch einen Zusatz von etwa 4 % Mo einem Stahl mit 18,70 % W und 0,49 % V gleichwertig geworden.

Bei 14,10 % W und 0,80 % V bedeutet ein Hinzulegen von 4,6 % Mo eine wesentliche Leistungssteigerung.

Vergleicht man die Legierungen Nr. 23 mit Nr. 8 und Nr. 24 mit einem Stahl, dessen Wolframgehalt der Leistung von 7,12 kg entspricht, so ist bei ersterem Vergleich 1 % W = 0,63 % Mo, bei letzterem 1 % W = 0,54 % W gleichzusetzen. Es kann also angenommen werden, daß etwa 0,6 % Mo = 1 % W in der Leistungssteigerung eines Schnellarbeitsstahles entsprechen.

Aus dem Vergleich der Leistungen der Stähle Nr. 25 und 13 geht eindeutig hervor, daß in diesem Falle der Legierungszusatz von 4,00 % Mo wirkungslos geblieben ist, da der Stahl mit 13,8 % W und 1,6 % V bereits einen Höchstleistungsstahl darstellt. Es tritt also hier dieselbe Erscheinung auf wie bei dem Stahl Nr. 16, bei welchem ein absichtlich hoher Vanadengehalt ebenfalls eine Mehrleistung nicht hervorrief.

Es kann also gesagt werden, daß allgemein bei normalem Kohlenstoff- und Chromgehalt und der Anwesenheit der Legierungselemente Wolfram, Vanadin und Molybdän eine Wechselbeziehung und gegenseitige Beeinflussung nur bis zu einem Höchstmaß an Leistung besteht. Dieses Höchstmaß an Leistung ist bereits bei etwa 23 % W und normalem Vanadengehalt (0,8 %) erreicht. Hieraus folgt, daß jeder unnötige Gehalt eines dieser drei Legierungselemente eine zwecklose Verteuerung der Herstellungskosten bedeutet.

#### Zusammenfassung.

1. Ein Vergleich verschiedener Schnellarbeitsstahllegierungen im Schneidversuch ist nur möglich, wenn die Summe der Fehlerquellen auf ein Mindestmaß beschränkt wird.

2. Es wird der Einfluß von Wolfram, Vanadin, Molybdän im Leistungsversuch ermittelt und die Wertigkeit der Legierungselemente Vanadin und Molybdän im Vergleich zu Wolfram bestimmt.

<sup>4)</sup> In der Abb. 9 mit • bezeichnet.

# Beitrag zur Frage über den Einfluß der Ueberhitzung auf die Reaktionsfähigkeit von Koks.

Von Dr.-Ing. C. Holthaus in Dortmund.

(Mitteilung aus der Versuchsanstalt der Dortmunder Union.)

(Unterscheidung zwischen Nacherhitzen von nicht ausgegartem Koks und Ueberhitzen von vollständig garem Koks. Untersuchungen über den Zusammenhang zwischen wirklichem spezifischen Gewicht, entwickelter Gasmenge und Reaktionsfähigkeit bei Nacherhitzen und Ueberhitzen.)

Trotzdem in den letzten Jahren eine Reihe von Arbeiten erschienen ist, welche die Reaktionsfähigkeit von Koks und den Einfluß der Ueberhitzung auf diese behandeln, ist die für die bewußte Erzeugung eines leicht- oder schwerverbrennlichen Kokses wichtige Frage noch in keiner Weise gelöst. Die Ansichten der einzelnen Forscher sind teilweise einander widersprechend. Bähr<sup>1)</sup>, Shermann und Kinney<sup>2)</sup> vertreten den Standpunkt, daß die Ueberhitzung und damit die Verkokungsdauer keinen oder nur einen geringen Einfluß auf die Reaktionsfähigkeit ausübt; Schreiber<sup>3)</sup>, Broche<sup>4)</sup> und vor allem Koppers<sup>5)</sup> wollen dagegen festgestellt haben, daß durch die Ueberhitzung die Reaktionsfähigkeit wesentlich vermindert wird.

In einer ausführlichen, demnächst zu veröffentlichenden Arbeit<sup>6)</sup> „Ueber die Verbrennlichkeit von Koks“ habe ich auf Grund von Versuchen bereits die Vermutung ausgesprochen, daß bei dieser Frage unterschieden werden muß zwischen dem „Nacherhitzen“ von nicht ausgegartem Koks und dem „Ueberhitzen“ von vollständig garem Koks, und daß im ersten Falle eine weitere Erhitzung eine erhebliche Abnahme der Reaktionsfähigkeit nach sich zieht, während sie bei der eigentlichen Ueberhitzung nicht oder nur in geringem Maße eintritt. Dabei ist die Voraussetzung gemacht worden, daß ein Koks erst dann als „gar“ zu bezeichnen ist, wenn die Koks substanz keinen weiteren Zersetzungen mehr unterliegt, gekennzeichnet durch das völlige Aufhören der Gasentwicklung, durch ein Maximum des wirklichen spezifischen Gewichts und ein Minimum an Reaktionsfähigkeit. Abb. 1 zeigt eine kurvenmäßige Darstellung dieser mutmaßlichen Verhältnisse. Das Gebiet links von der Garungsgrenze gilt für die Nacherhitzung und das rechts davon für die Ueberhitzung.

Die nachstehend beschriebenen Versuche wurden durchgeführt, um einen zahlenmäßigen Beweis für obige Annahme zu bringen. Als Versuchsmaterial

wurde ein Halbkoks von der Zeche „Fürst Hardenberg“ gewählt. Der Koks wurde gekörnt bis auf 3 mm und zur Erzielung eines gleichmäßigen Durchschnitte gut durchmischt. Die Durchführung der Versuche geschah folgendermaßen: 50 g Halbkoks wurden in einem elektrischen Ofen, der mit einem Temperaturregler ausgerüstet war, unter Luftabschluß langsam erhitzt, wobei die Temperatursteigerung etwa 30 ° je 10 min betrug. Nach Erreichung der jeweiligen Erhitzungstemperatur (gewählt wurden 800, 1000 und 1200 °) wurde diese für die Dauer einer halben Stunde bzw. für 5, 10 und

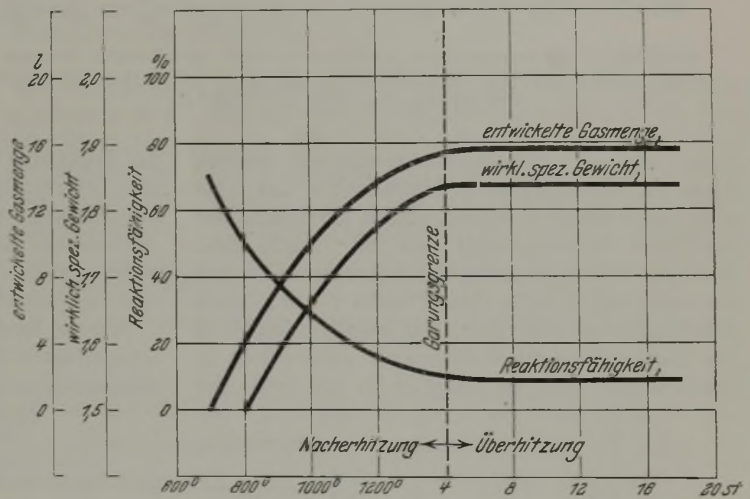


Abbildung 1. Theoretischer Zusammenhang zwischen wirklichem spezifischem Gewicht, entwickelter Gasmenge und Reaktionsfähigkeit beim Nacherhitzen und Ueberhitzen von Koks.

20 st konstant gehalten. Die während der Erhitzung entwickelte Gasmenge wurde in einer graduierten Flasche aufgefangen und jeweils gemessen. Nach beendeter Erhitzung wurde der Koks im Ofen abgekühlt, sein wirkliches spezifisches Gewicht und seine Reaktionsfähigkeit bestimmt. Die Bestimmung des wirklichen spezifischen Gewichts erfolgte nach dem üblichen pyknometrischen Verfahren<sup>7)</sup>, das — unter besonderen Vorsichtsmaßregeln und in stets der gleichen Weise angewandt — zwar nur relative, aber vergleichbare Werte bei einem mittleren Fehler von 0,3 % liefert. Die Einwaage des bei 100 ° getrockneten Kokspulvers, das durch ein 4900-Maschen-Sieb ohne Rückstand hindurchging, betrug für jede Bestimmung 2 g. Die gefundenen Werte wurden auf den leeren Raum und Wasser von 4 ° reduziert.

<sup>1)</sup> Ber. Hochofenaussch. V. d. Eisenh. Nr. 63 (1923).

<sup>2)</sup> St. u. E. 43 (1923), S. 1351.

<sup>3)</sup> Brennstoff-Chem. 4 (1923), S. 273.

<sup>4)</sup> Brennstoff-Chem. 4 (1923), S. 343.

<sup>5)</sup> Ber. Hochofenaussch. V. d. Eisenh. Nr. 50 (1921) und Koppers-Mitt. (1923), Heft 2.

<sup>6)</sup> Erscheint demnächst in den Mitteilungen aus der Versuchsanstalt der Dortmunder Union.

<sup>7)</sup> O. Simmersbach: Grundlagen der Kokschemie, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1914), S. 295.

Zur Ermittlung der Reaktionsfähigkeit wurde der zu prüfende Koks in stets gleicher Schütthöhe (etwa 30 g) in einem senkrecht stehenden elektrischen Ofen in einem langsamen Luftstrom erhitzt. Das Ansaugen der Luft geschah durch Ausfließenlassen von mit Kochsalz versetztem Wasser aus einer feinen Glasspitze. Für die Vorwärmung der Luft diente eine Schicht aus gekörnter Schamotte, die von dem Koks durch ein Platinsieb ge-

darin zu suchen sein, daß für jede Erhitzungsdauer naturgemäß stets eine neue Menge Halbkoks verwandt werden mußte. Trotzdem die Erhitzung stets in der gleichen Weise durchgeführt wurde, ließen sich infolge Stromschwankungen geringfügige Abweichungen, insbesondere während der Anheizperiode, nicht gänzlich vermeiden; sie genügten offenbar, um die oben erwähnten Unterschiede hervorzurufen. Immerhin lassen die Versuche, soweit sie durchgeführt wurden, bereits erkennen, daß die eingangs erwähnte Annahme richtig ist. So zeigt Abb. 2 beispielsweise die kurvenmäßige Darstellung der ermittelten Gehalte für die Erhitzungstemperatur von 1000 °. Die Tendenz der einzelnen Kurvenzüge ist die gleiche wie die der Abb. 1. Die Garungsgrenze liegt zwischen der fünften und zehnten Stunde der Erhitzungsdauer. Vor dieser Zeit tritt durch die Nacherhitzung eine wesentliche Abnahme der Reaktionsfähigkeit und eine Steigerung des wirklichen spezifischen Gewichtes ein, und zwar infolge

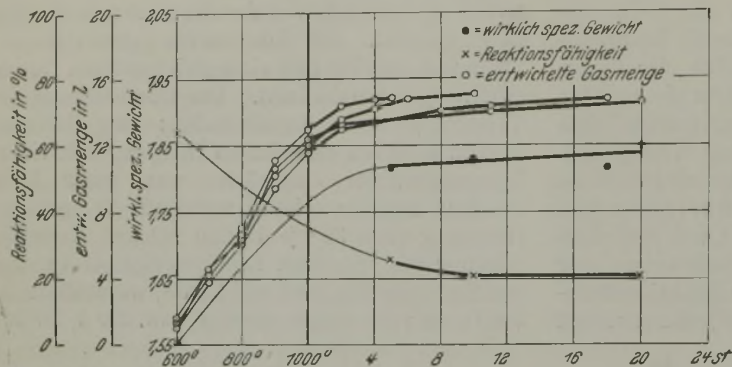


Abbildung 2. Zusammenhang zwischen wirklich spezifischem Gewicht, Reaktionsfähigkeit und entwickelter Gasmenge beim Nacherhitzen und Ueberhitzen von Koks bei 1000 ° C.]

trennt war. Die Messung der Temperatur geschah durch ein Thermoelement, dessen Spitze sich 1 cm über dem Platinsieb befand. Nach Erreichung der gewählten Prüftemperatur von 850 ° wurde diese durch einen Temperaturregler konstant gehalten und das angesaugte Gas in einer Flasche von 5 l Inhalt aufgefangen und analysiert. Das jeweilige Verhältnis von Kohlensäure zu Kohlenoxyd, ausgedrückt in Prozent, galt dann als Maßstab für die Größe der

der Zersetzung der Kokssubstanz, die unter Abgabe von kohlenstoffhaltigen Gasen immer dichter und dadurch schwerer verbrennlich wird. Mit der Erreichung des Garungspunktes ist die Zersetzung beendet; von diesem Zeitpunkt an bleiben wirkliches spezifisches Gewicht und Reaktionsfähigkeit konstant.

Um die Nachteile der ungleichmäßigen Erhitzung auszuschalten und für jede Versuchsreihe die Anheizperiode nur einmal zu durchlaufen, wurden die

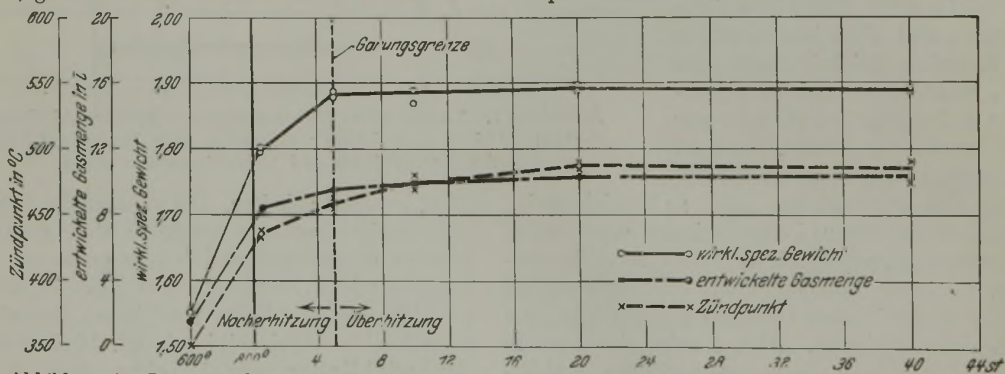


Abbildung 3. Zusammenhang zwischen wirklich spezifischem Gewicht, Zündpunkt und entwickelter Gasmenge beim Nacherhitzen und Ueberhitzen von Koks bei 800 ° C.

Reaktionsfähigkeit (0 % CO<sub>2</sub> = 100 % bzw. 21 % CO<sub>2</sub> = 0 % Reaktionsfähigkeit).

Bei der Durchführung der Versuchsreihen stellte sich bald heraus, daß der eingeschlagene Weg schwerlich zum Ziele führen würde. Die ermittelten Werte, insbesondere die des wirklichen spezifischen Gewichtes, waren teilweise einander widersprechend; so war in mehreren Fällen bei der gleichen Prüftemperatur das wirkliche spezifische Gewicht des Kokes nach einer Erhitzung von 10 bzw. 20 st geringer als nach der von 5 st. Der Grund dafür dürfte

weiteren Versuche folgendermaßen durchgeführt: 80 g Halbkoks wurden auf die jeweilige Erhitzungstemperatur gebracht, diese Temperatur eine halbe Stunde lang konstant gehalten, dann der Koks schnell unter möglicher Vermeidung von Luftzutritt abgekühlt und durch wiederholtes Vierteln der Probe etwa 15 g entnommen, die in diesem Zustand geprüft wurden. Der Rest der Probe wurde als neue Einwaage in dem bereits auf die entsprechende Temperatur gebrachten Ofen weiter erhitzt bis zur Dauer von 5 st, wieder abgekühlt und erneut 15 g

zur Untersuchung entnommen; der übriggebliebene Koks wurde von neuem erhitzt und der Vorgang in der gleichen Weise wiederholt nach Erhitzungsdauern von 10, 20 und 40 st. Durch diese Arbeitsweise wurde die Versuchsdurchführung erheblich vereinfacht und ihre Genauigkeit erhöht; leider war es nicht möglich, von den jedesmal entfernten 15 g Koks neben der Bestimmung des wirklichen spe-

der Zündpunkt nicht oder nur in geringem Maße erhöht bzw. die Reaktionsfähigkeit vermindert wird. Die abweichenden Befunde der verschiedenen Forscher sind m. E. nur auf die Tatsache zurückzuführen, daß die einen als Ausgangsmaterial einen ungarischen Koks benutzt haben, während die anderen von einem vollkommen garen Material ausgegangen sind. Für die Praxis sind die Versuche soweit von

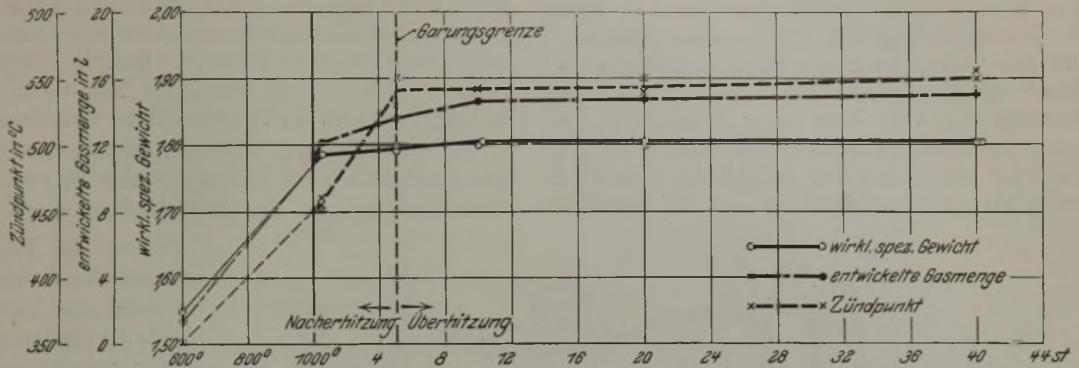


Abbildung 4. Zusammenhang zwischen wirklich spezifischem Gewicht, Zündpunkt und entwickelter Gasmenge beim Nacherhitzen und Ueberhitzen von Koks bei 1000° C.

zifischen Gewichts die Prüfung auf Reaktionsfähigkeit durchzuführen, da diese mindestens 20 g Koks benötigt. An ihre Stelle trat die Ermittlung des Zündpunktes, welcher der Reaktionsfähigkeit indirekt proportional ist. Sie wurde ausgeführt nach den bekannten Verfahren von Bunte und Köhmel,

Wert, als sie den Begriff „gar“ eindeutig umgrenzen und dadurch zu der endgültigen Klärung der Frage gelangen, in welchem Sinne die Reaktionsfähigkeit von Koks durch eine Nach- bzw. Ueberhitzung beeinflusst wird. Für die Erzeugung eines schwerverbbrennlichen Gießereikokes genügt es demnach,

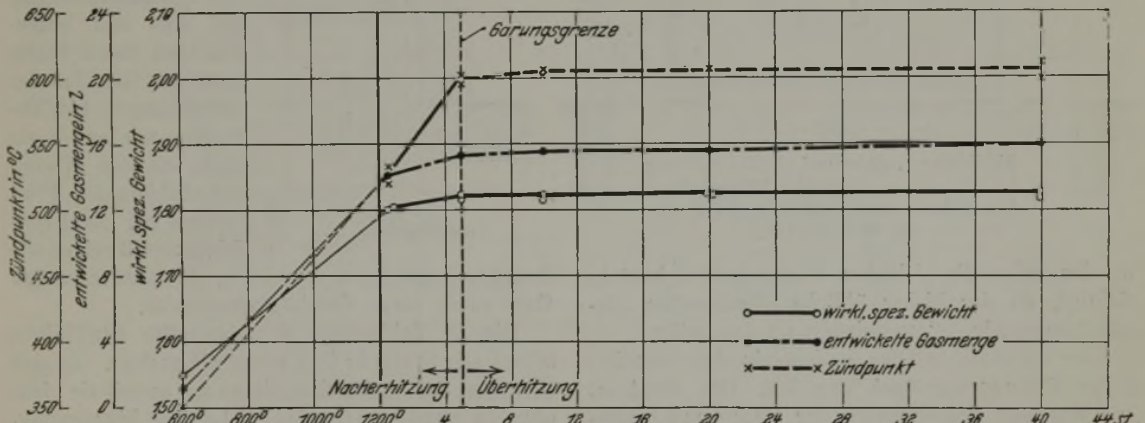


Abbildung 5. Zusammenhang zwischen wirklich spezifischem Gewicht, Zündpunkt und entwickelter Gasmenge beim Nacherhitzen und Ueberhitzen von Koks bei 1200° C.

und zwar mit 2 bis 3 g Koks. Die Geschwindigkeit der Luft betrug 24 l/st. Die Temperaturmessung erfolgte mit einem Kupfer-Konstantan-Element.

Die nach obiger Arbeitsweise erhaltenen Ergebnisse sind in den Abb. 3, 4 und 5 graphisch dargestellt. Sie stimmen im wesentlichen mit denen der Abb. 2 überein, nur daß an die Stelle der Reaktionsfähigkeit die Zündpunkte getreten sind. Die Garungsgrenze kann bei diesen Kurven bereits nach einer Erhitzungsdauer von 5 st als erreicht angenommen werden.

Durch die obigen Versuche ist demnach der Beweis erbracht, daß durch das Ueberhitzen von Koks

den Koks nur so lange „überstehen“ zu lassen, bis er vollkommen gar ist.

### Zusammenfassung.

Durch Erhitzungsversuche mit einem Halbkoks wird die Annahme bestätigt, daß ein wesentlicher Unterschied besteht zwischen dem Nacherhitzen von ungarischem Koks und dem Ueberhitzen von vollkommen ausgegartem Koks. Im ersten Falle verursacht eine weitere Erhitzung eine erhebliche Abnahme der Reaktionsfähigkeit, während sie bei der eigentlichen Ueberhitzung nicht eintritt oder nur verhältnismäßig gering ist.

## Bilanz eines Elektro-Lichtbogenofens.

Von O. v. Keil und K. Hess.

(Mitteilung aus dem Eisenhüttenmännischen Institut der Mont. Hochschule in Leoben.)

*(Versuchsordnung. Angaben über die Versuchsschmelzung. Aufstellung der Stoff- und Wärmebilanz mit besonderer Berücksichtigung der Verluste durch Strahlung, Konvektion und Leitung. Aufstellung der elektrischen Bilanz. Besprechung der Ergebnisse.)*

Im Schrifttum sind bisher eine Bilanz an einem Nathusius-Ofen für Ferromanganschmelzen<sup>1)</sup> und eine Bilanz an einem Röchling-Rodenhauser-Ofen<sup>2)</sup> veröffentlicht worden. Die folgende Arbeit bezweckt die Aufstellung einer Wärmebilanz an einem Drehstrom-Lichtbogenofen Bauart Nathusius, der aber durch den Ausbau der Bodenelektroden wie ein Héroult-Ofen arbeitet. Bei der Bilanz

wölbe und Elektroden austretenden Gase wurden von diesen fortlaufende Feuchtigkeitsbestimmungen sowie Gasanalysen ausgeführt<sup>4)</sup>. Sämtliche Bilanzposten wurden durch thermische Messungen bestimmt, z. B. auch die Transformatorenverluste usw.

Die Bilanz erstreckt sich von Abstich zu Abstich, also einschließlich der Pausen und über die gesamte Ofenanlage bis zum Primäranschluß an das Netz.

Verlauf der Versuchsschmelzung.

Nach dem Abstich wurde die Herdausbesserung vorgenommen. Es wurde kalt eingesetzt. In Zahlentafel 1 ist ein kurzer Betriebsbericht der Versuchsschmelzung wiedergegeben.

## Stoffbilanz.

Von der Wiedergabe der Zusammensetzung der ein- und ausgebrachten festen Stoffe kann aus Gründen des Raum mangels hier abgesehen werden, da sie auch aus den Werten der Zahlentafel 4 zu ersehen ist. Zahlentafeln 2 und 3 zeigen die

Zusammensetzung der aus dem Ofen austretenden Gase sowie deren Feuchtigkeitsgehalte.

Die in Zahlentafel 4 aufgestellte Stoffbilanz bringt alle Stoffe in ihre Elemente zerlegt. Zu den einzelnen Posten der Stoffbilanz sei, soweit sie nicht ohnehin verständlich sind, folgendes hinzugefügt.

Die Ergebnisse der Rostbestimmung beim Schrott stimmen mit früheren Untersuchungen gut überein<sup>5)</sup>.

Bei der Ermittlung der eingebrachten Kohlenstoffmengen mußte auch der Kohlenstoff der abgebrannten Elektroden berücksichtigt werden. Hierbei wurde die Form der in den Ofen hineinragenden Elektrodenenden vor und nach der Versuchsschmelzung als gleich angenommen, so daß der Elektrodenabbrand aus der Verkleinerung der über dem Gewölbe befindlichen zylindrischen Elektrodenteile berechnet werden konnte.

Bei der Berechnung des Siliziums zeigte sich ein Fehlbetrag auf der Einnahmeseite, der durch das saure Futter des Gewölbes gedeckt werden mußte.

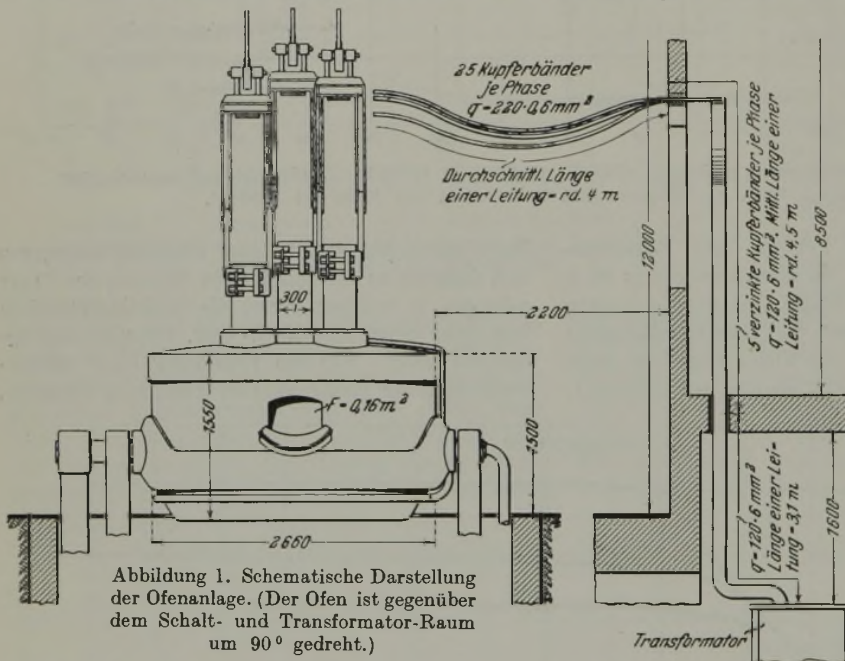


Abbildung 1. Schematische Darstellung der Ofenanlage. (Der Ofen ist gegenüber dem Schalt- und Transformator-Raum um 90° gedreht.)

wurden selbst die kleinsten Wärmemengen berücksichtigt, da der bisher übliche Bilanzposten „Beschickungsverluste“ vermieden werden sollte.

Der untersuchte Ofen besitzt ein durchschnittliches Fassungsvermögen von 6 t. Der Herd ist mit Magnesit ausgestampft, der Deckel mit Silikasteinen ausgemauert. Gegenüber dem gewöhnlichen Héroult-Ofen unterscheidet sich dieser hauptsächlich durch die Elektrodenaufhängung. Abb. 1 zeigt eine schematische Darstellung der Ofenanlage.

Die Temperaturen wurden durch das optische Pyrometer von Holborn und Kurlbaum, durch Platin-Platinrhodium- und Eisen-Konstantan-Thermoelemente sowie durch Quecksilberthermometer ermittelt. Die optisch gemessenen Temperaturen wurden entsprechend berichtigt<sup>3)</sup>.

Zur Feststellung der Menge und der Zusammensetzung der durch die Ringöffnungen zwischen Ge-

<sup>1)</sup> Bittner: St. u. E. 37 (1917), S. 49/52.

<sup>2)</sup> v. Keil und Rohland: St. u. E. 43 (1923), S. 1095 bis 1102.

<sup>3)</sup> Mitt. Wärmestelle V. d. Eisenh. Nr. 37, S. 20.

<sup>4)</sup> Mitt. Wärmestelle V. d. Eisenh. Nr. 61 und 62.

<sup>5)</sup> Vgl. St. u. E. 16 (1896), S. 561.

Zahlentafel 1. Verlauf der Versuchsschmelzung II.

| Zeit                                 | Vorgang   |
|--------------------------------------|---|
| 10 <sup>31.5</sup>                   | Abstich der vorhergegangenen Schmelzung                       |
| 10 <sup>34.5</sup> —11 <sup>10</sup> | Vergießen dieser Schmelzung und Herdausbessern                |
| 10 <sup>42</sup>                     | Die Elektroden werden wieder vorgezogen                       |
| 11 <sup>10</sup> —12 <sup>00</sup>   | Einsetzen von 3000 kg Schrott                                 |
| 11 <sup>10</sup> —12 <sup>00</sup>   | Einsetzen von 100 kg gebranntem Kalk                          |
| 11 <sup>10</sup> —12 <sup>00</sup>   | Einsetzen von 100 kg Walzensinter                             |
| 12 <sup>00</sup>                     | Anfahren der Versuchsschmelzung II                            |
| 12 <sup>22</sup>                     | 40 kg gebrannten Kalk zugegeben                               |
| 12 <sup>40</sup>                     | 500 kg Schrott nachgesetzt                                    |
| 2 <sup>27</sup>                      | 1. Stahl- und Schlackenprobe entnommen                        |
| 2 <sup>40</sup>                      | 2000 kg Schrott nachgesetzt                                   |
| 4 <sup>04</sup>                      | 2. Stahl- und Schlackenprobe entnommen                        |
| 4 <sup>05</sup>                      | Der Einsatz ist ganz eingeschmolzen                           |
| 4 <sup>05</sup>                      | Schlacke 1 teilweise abgezogen, 194,6 kg                      |
| 4 <sup>11</sup>                      | 15 kg Walzensinter zugegeben                                  |
| 4 <sup>12</sup>                      | 110 kg gebrannten Kalk zugegeben                              |
| 4 <sup>16.5</sup>                    | 15 kg Flußspat zugegeben                                      |
| 4 <sup>24</sup>                      | 15 kg Walzensinter zugegeben                                  |
| 4 <sup>40</sup>                      | 3. Stahl- und Schlackenprobe entnommen                        |
| 4 <sup>44</sup>                      | Schlacke 2 ganz abgezogen, 330,5 kg                           |
| 5 <sup>01.5</sup>                    | 90 kg gebrannten Dolomit zugegeben                            |
| 5 <sup>04.5</sup>                    | 200 kg gebrannten Kalk zugegeben                              |
| 5 <sup>11</sup>                      | 70 kg Flußspat zugegeben                                      |
| 5 <sup>40</sup>                      | 10 kg Flußspat zugegeben                                      |
| 5 <sup>45</sup>                      | 4. Stahl-, Schlacken- und Betriebsprobe entnommen             |
| 5 <sup>50</sup>                      | 20 kg Elektrodenreste zur Aufkohlung zugegeben                |
| 6 <sup>01</sup>                      | 32 kg Silikomangan zur Desoxydation zugegeben                 |
| 6 <sup>02</sup>                      | 210 kg 50prozentiges Ferrosilizium zur Legierung zugegeben    |
| 6 <sup>07</sup>                      | 60 kg Ferrochrom zur Legierung zugegeben                      |
| 6 <sup>08</sup>                      | 4 kg 45prozentiges Ferrosilizium zur Legierung zugegeben      |
| 6 <sup>08.5</sup>                    | 9 kg Petrolkoks zur Erzielung von Weißschlacke zugegeben      |
| 6 <sup>14</sup>                      | 2 kg Aluminium zwecks Entgasung zugegeben                     |
| 6 <sup>19</sup>                      | 5. Stahl-, Schlacken- und Betriebsprobe entnommen             |
| 6 <sup>22.5</sup>                    | Abstich, 5752 kg Stahleinschl. Proben und 461,9 kg Schlacke 3 |

Tatsächlich arbeitete der Ofen so heiß, daß man das Abschmelzen des Gewölbefutters beobachten konnte, und daß deshalb zeitweise die Türen zur Kühlung offen gehalten werden mußten. Allerdings wird ein Teil des Siliziums auch durch Sandmengen beim Einsetzen des Materials mit eingebracht worden sein. Es ist aber nicht von Belang, wenn wir die Gesamtmengen als „aus dem Gewölbe stammend“ errechnen.

Ebenso mußte bei der Magnesia eine Menge als „aus dem Herdfutter gelöst“ auf der Einnahmeseite der Bilanz eingesetzt werden.

Die durch die Elektroden und im Einsatz eingebrachte Asche wurde als Flugstaub auf der Ausgabeseite abgebucht. Aus den in Zahlentafel 2 angeführten Gasanalysen wurde, unter Annahme

Zahlentafel 2. Zusammensetzung der bei den Elektroden austretenden Ofengase in Vol. %.

| Zeit            | CO <sub>2</sub><br>% | CO<br>% | N <sub>2</sub><br>% | O <sub>2</sub><br>% |
|-----------------|----------------------|---------|---------------------|---------------------|
| 1 <sup>00</sup> | 6,2                  | 15,4    | 1,2                 | 0,2                 |
| 2 <sup>00</sup> | 1,0                  | 17,2    | 0,5                 | 0,3                 |
| 3 <sup>00</sup> | 3,6                  | 17,9    | 1,1                 | 0,2                 |
| 4 <sup>00</sup> | 1,3                  | 12,3    | 1,2                 | 0,2                 |
| 5 <sup>15</sup> | 0,9                  | 10,0    | 1,0                 | 0,1                 |
| 6 <sup>15</sup> | 0,3                  | 9,6     | 0,7                 | 0,1                 |

Zahlentafel 3. Feuchtigkeitsgehalt der bei den Elektroden austretenden Ofengase.

| Zeit              | Gasmenge<br>Liter | Temperatur<br>°C | Wasser<br>g |
|-------------------|-------------------|------------------|-------------|
| 12—2              | 9,89              | 78               | 0,044       |
| 2—4               | 9,89              | 83               | 0,042       |
| 4—6 <sup>15</sup> | 9,89              | 87               | 0,033       |

einer ständigen Aenderung der Zusammensetzung der Gase zwischen zwei Analysenproben, ein entsprechendes Schaubild gezeichnet und aus diesem die in Zahlentafel 5 für bestimmte Zeitabschnitte mittleren Gaszusammensetzungen ermittelt.

Aus dem Feuchtigkeits- und Wasserstoffgehalt der Gase wurde die Menge des zersetzten und unzersetzten Wassers errechnet (Zahlentafel 6).

Zur Erfassung des Sauerstoffs und Stickstoffs mußte die Art der Kohlenstoffverbrennung in Betracht gezogen werden. Unter Verwendung der in Zahlentafel 5 angeführten mittleren Kohlenoxyd- und Kohlensäuregehalte sowie der aus der Stoffbilanz sich ergebenden vergasteten Gesamt-Kohlenstoffmenge von 113,13 kg ergibt sich, unter Annahme einer mittleren Gasmenge je Zeitabschnitt, daß 16,11 kg Kohlenstoff zu Kohlensäure und 97,02 kg Kohlenstoff zu Kohlenoxyd verbrannt sind.

Der Unterschied der Sauerstoffgehalte des Einsatzes und des Ausbringens (einschließlich Gase) ergibt einen Fehlbetrag von 177,90 kg Sauerstoff, der aus der Luft stammen muß. Diesem entsprechen 595,24 kg Stickstoff. Außerdem ergeben die Gasanalysen im Mittel einen Gehalt an freiem Sauerstoff von 1,75 Vol. % und 80,78 Vol. % Stickstoff. Dem freien Sauerstoff entsprechen 6,67 Vol. % N<sub>2</sub>, so daß nur 74,1 Vol. % N<sub>2</sub> den aus der Stoffbilanz errechneten 595,24 kg Stickstoff entsprechen. 80,78 Vol. % N<sub>2</sub> entsprechen daher 648,80 kg N<sub>2</sub> und 193,91 kg O<sub>2</sub> aus der Luft. Die in der Stoffbilanz als „in die Luft gehend“ angeführten 202,55 kg O<sub>2</sub> sind in den Abgasen als Kohlenoxyd, Kohlensäure, unzersetzter Wasserdampf und freier Sauerstoff enthalten.

Eine auf Grund obiger Zahlen errechnete mittlere Gaszusammensetzung ergibt allerdings wesentlich andere Werte. Während nach den Analysen der mittlere Stickstoffgehalt 80,78 Vol. % beträgt und daher angenommen werden muß, daß Sauerstoff aus der Luft von Schlacke und Bad aufgenommen wird, ergibt der aus den Gasgewichten durchschnittlich errechnete Stickstoffgehalt 67,4 Vol. %, d. h. es müßte mehr Sauerstoff bzw. Kohlenoxyd oder Kohlensäure in den Gasen nachweisbar sein. Da

Zahlentafel 4. Stoffbilanz.

| Rohstoffeinsatz                               | Gewichte in kg |         |        |       |        |      |      |       |        |       |      |      |      |       |       |                |                |                |      |
|---|----------------|---------|--------|-------|--------|------|------|-------|--------|-------|------|------|------|-------|-------|----------------|----------------|----------------|------|
|   | insgesamt      | Fe      | C      | Mn    | Si     | P    | S    | Cr    | Ca     | Mg    | Al   | Pb   | Cu   | F     | Asche | O <sub>2</sub> | N <sub>2</sub> | H <sub>2</sub> |      |
| Eisenerzer Roheisen . . . . .                 | 500,00         | 469,35  | 18,00  | 8,95  | 2,40   | 0,80 | 0,50 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Eigener Siemens-Martin-Stahl . . . . .        | 1000,00        | 986,90  | 3,50   | 7,00  | 2,00   | 0,40 | 0,20 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Chrom-Silizium-Stahlabfälle . . . . .         | 991,60         | 964,02  | 5,16   | 6,15  | 16,86  | 0,30 | 8,92 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Rost hiervon . . . . .                        | 8,40           | 4,83    | —      | —     | 0,09   | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | 3,32           | —              | 0,14           |      |
| Siemens-Martin-Stahlabfälle . . . . .         | 982,00         | 968,35  | 4,12   | 6,68  | 2,26   | 0,39 | 0,20 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | 7,55           | —              | 0,40           |      |
| Rost hiervon . . . . .                        | 18,00          | 9,99    | —      | —     | 0,02   | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Ia.-Eisen . . . . .                           | 1400,00        | 1390,76 | 1,26   | 6,16  | 1,12   | 0,42 | 0,28 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Eisenschwamm . . . . .                        | 600,00         | 592,62  | 0,24   | 0,72  | 6,12   | 0,18 | 0,12 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Gebannter Kalk . . . . .                      | 450,00         | 0,49    | —      | —     | 1,04   | —    | 0,77 | —     | 290,11 | 4,37  | 0,24 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Walzensinter . . . . .                        | 130,00         | 89,84   | —      | 0,62  | 0,18   | 0,04 | —    | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Fluspat . . . . .                             | 95,00          | 0,40    | —      | —     | 0,32   | —    | —    | —     | 48,18  | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Gebannter Dolomit . . . . .                   | 90,00          | 0,75    | —      | —     | 1,04   | —    | —    | —     | 34,16  | 19,15 | 0,51 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Elektrodenreste zur Kohlung . . . . .         | 20,00          | —       | 18,75  | —     | —      | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| 63/31prozentiges Silikomangan . . . . .       | 32,00          | 4,48    | 0,26   | 20,26 | 6,98   | 0,02 | 0,01 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| 45prozentiges Ferrosilizium . . . . .         | 4,00           | 2,16    | 0,02   | 0,01  | 1,81   | 0,00 | 0,00 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| 50prozentiges Ferrosilizium . . . . .         | 210,00         | 104,33  | 0,63   | 0,92  | 104,01 | 0,06 | 0,04 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| 70prozentiges Ferrochrom . . . . .            | 60,00          | 13,03   | 2,94   | 0,40  | 1,34   | 0,02 | 0,02 | 42,25 | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Petrolkoks für Weischlacke . . . . .          | 9,00           | —       | 6,64   | —     | —      | —    | 0,08 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              |      |
| Aluminium für Entgasung . . . . .             | 2,00           | 0,02    | —      | —     | 0,01   | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | 0,04 | —     | —     | —              | —              | 0,02           |      |
| Aluminium für Entgasung . . . . .             | 2,00           | 0,02    | —      | —     | 0,01   | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | 0,04 | —     | —     | —              | —              | 0,02           |      |
| Als Rest aus der Ofenzustellung bzw. Umgebung |                |         |        |       |        |      |      |       |        |       |      |      |      |       |       |                |                |                |      |
| Elektroden-Abbrand . . . . .                  | 88,20          | —       | 82,67  | —     | —      | —    | 0,36 | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Aus dem basischen Boden . . . . .             | 104,96         | 6,18    | —      | —     | 1,25   | —    | —    | —     | 2,44   | 53,69 | 0,46 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | 0,00 |
| Aus dem sauren Gewölbe . . . . .              | 156,79         | 1,62    | —      | —     | 69,92  | —    | —    | —     | 1,08   | 0,19  | 1,26 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Aus der Atmosphäre . . . . .                  | 842,71         | —       | —      | —     | —      | —    | —    | —     | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Gesamt-Einsatz . . . . .                      | 7794,66        | 5600,12 | 144,19 | 57,87 | 218,77 | 2,63 | 2,91 | 51,17 | 376,57 | 77,40 | 4,39 | 0,01 | 0,04 | 45,73 | 8,41  | 549,33         | 648,80         | 4,80           | —    |
| Ausbringen in kg:                             |                |         |        |       |        |      |      |       |        |       |      |      |      |       |       |                |                |                |      |
| Chrom-Silizium-Federnstahl . . . . .          | 5752,00        | 5538,56 | 31,06  | 32,79 | 95,48  | 1,73 | 1,15 | 51,19 | —      | —     | —    | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Schlacke 1 . . . . .                          | 194,60         | 12,06   | —      | 10,00 | 25,08  | 0,58 | 0,21 | 0,23  | 56,98  | 17,56 | 0,66 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Schlacke 2 . . . . .                          | 330,50         | 30,17   | —      | 13,05 | 32,22  | 0,73 | 0,43 | 0,30  | 111,60 | 26,75 | 1,07 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Schlacke 3 . . . . .                          | 461,90         | 6,93    | —      | 1,76  | 48,96  | 0,14 | 1,25 | 0,09  | 202,61 | 33,09 | 2,80 | —    | —    | —     | —     | —              | —              | —              | —    |
| Als Gase bzw. Flugstaub                       |                |         |        |       |        |      |      |       |        |       |      |      |      |       |       |                |                |                |      |
| in die umgebende Luft . . . . .               | 1040,46        | —       | 113,13 | —     | 17,03  | —    | —    | —     | —      | —     | —    | 0,01 | —    | 45,73 | 8,41  | 202,55         | 648,80         | 4,80           | —    |
| Gesamt-Ausbringen . . . . .                   | 7779,46        | 5587,72 | 144,19 | 57,60 | 218,77 | 3,18 | 3,04 | 51,81 | 371,19 | 77,40 | 4,53 | 0,01 | 0,04 | 45,73 | 8,41  | 549,33         | 648,80         | 4,80           | —    |



Zahlentafel 5. Aus dem Ringgas-Analysenschau- bild entnommene mittlere Gaszusammen- setzungen je  $\frac{1}{2}$  st.

| Zeit der Probe-<br>entnahme<br>von bis              | CO <sub>2</sub><br>% | CO<br>% | H <sub>2</sub><br>% | O <sub>2</sub><br>% | N <sub>2</sub><br>% |
|---|----------------------|---------|---------------------|---------------------|---------------------|
| 12 <sup>00</sup> —12 <sup>30</sup>                  | 1,6                  | 3,9     | 0,3                 | 15,6                | 78,6                |
| 12 <sup>30</sup> —1 <sup>00</sup>                   | 4,7                  | 11,6    | 0,9                 | 5,3                 | 77,5                |
| 1 <sup>00</sup> —1 <sup>30</sup>                    | 4,9                  | 15,9    | 1,1                 | 0,2                 | 77,9                |
| 1 <sup>30</sup> —2 <sup>00</sup>                    | 2,3                  | 16,8    | 0,7                 | 0,3                 | 79,9                |
| 2 <sup>00</sup> —2 <sup>30</sup>                    | 1,7                  | 17,4    | 0,7                 | 0,3                 | 79,9                |
| 2 <sup>30</sup> —3 <sup>00</sup>                    | 3,0                  | 17,8    | 1,0                 | 0,2                 | 78,0                |
| 3 <sup>00</sup> —3 <sup>30</sup>                    | 3,1                  | 16,5    | 1,1                 | 0,2                 | 79,1                |
| 3 <sup>30</sup> —4 <sup>00</sup>                    | 1,9                  | 13,7    | 1,2                 | 0,2                 | 83,0                |
| 4 <sup>00</sup> —4 <sup>30</sup>                    | 1,2                  | 11,8    | 1,2                 | 0,1                 | 85,7                |
| 4 <sup>30</sup> —5 <sup>00</sup>                    | 1,0                  | 10,9    | 1,1                 | 0,1                 | 86,9                |
| 5 <sup>00</sup> —5 <sup>30</sup>                    | 0,9                  | 10,0    | 1,0                 | 0,1                 | 88,0                |
| 5 <sup>30</sup> —6 <sup>00</sup>                    | 0,6                  | 9,9     | 0,9                 | 0,1                 | 88,5                |
| 6 <sup>00</sup> —6 <sup>22,5</sup>                  | 0,3                  | 9,6     | 0,7                 | 0,1                 | 89,3                |
| Die letzte Spalte umgerechnet auf $\frac{1}{2}$ st. |                      |         |                     |                     |                     |
| 6 <sup>00</sup> —6 <sup>30</sup>                    | 0,255                | 7,200   | 0,525               | 0,075               | 66,975              |

die Analysen sehr sorgfältig durchgeführt wurden, kann diese Unstimmigkeit wie folgt erklärt werden: Die in Zahlentafel 5 angegebenen mittleren Gaszusammensetzungen entsprechen im allgemeinen der Ofenatmosphäre. Zur Zeit des Aufwerfens von Kohlengsmitteln und Petrolkoks ist es nicht möglich, Gasanalysen zu nehmen, da durch die Verbrennung der Kohle starke Flammenwirkung auftritt. In dieser Zeit wird die eintretende Luft nicht genügen, und der Kohlenstoff wird einen Teil des Sauerstoffs dem Bade bzw. der Schlacke entnehmen. Ist diese Umsetzung vorüber, so treten wieder oxydierende Wirkungen durch den Luftsauerstoff auf. Aus der Stoffbilanz ergibt sich, daß sich die Zeitabschnitte oxydierender und reduzierender Wirkung praktisch ausgleichen. Für die Ermittlung der Gasmengen ist die Ungenauigkeit der mittleren Gaszusammensetzung nicht von großem Belang, da die Gewichtsmengen aus der Stoffbilanz ermittelt wurden, und die mittlere Gasanalyse nur zur Auffindung des kleinen Betrages von freiem Sauerstoff und Stickstoff zugrunde gelegt wurde.

## Wärmebilanz.

### 1. Wärmeeinnahmen.

#### a) Fest eingesetzte Stoffe.

Die Temperatur der fest eingesetzten Stoffe betrug 2°. Die zur Ermittlung der eingebrachten Wärmen notwendigen mittleren spezifischen Wärmen wurden Arbeiten von Dichmann<sup>6)</sup>, Durrer<sup>7)</sup>, Oberhoffer<sup>8)</sup>, Mathesius<sup>9)</sup> und Richards<sup>10)</sup> entnommen. Der Gesamtwärmeinhalt des festen kalten Einsatzes ergab 1659 WE.

Die Wärme, die von den während der Schmelzung in den Ofen eintretenden Elektrodenteilen ein-

<sup>6)</sup> Der basische Herdofenprozeß, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1920), S. 274.

<sup>7)</sup> St. u. E. 38 (1918), S. 778.

<sup>8)</sup> Das schmiedbare Eisen (Berlin: Julius Springer 1920), S. 58.

<sup>9)</sup> Die physikalischen und chemischen Grundlagen des Eisenhüttenwesens, 2. Aufl. (Leipzig: Otto Spamer 1924), S. 54, 56, 59, 61.

<sup>10)</sup> Metallurgische Berechnungen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1920), S. 66, 69, 94, 95, 105.

gebracht wurde, konnte durch Temperaturbestimmung dieser Teile in kleinen Abschnitten zu 10992 WE ermittelt werden.

Zur Ausbesserung des Herdes wurden 68,5 kg Magnesitstampfmasse gebraucht, die mit dem 2° entsprechenden Wärmeinhalt eingesetzt sind. Da insgesamt 104,96 kg Bodenmasse in die Schlacken übergangen, mußten 36,46 kg Bodenmasse als „aus dem Boden heiß gelöst“ berücksichtigt werden. Bei einer Temperatur von 1610° wurden dadurch 26835 WE dem Ofen zugeführt.

Ebenso wurde die aus dem Gewölbe stammende Menge von 156,79 kg bei einer Temperatur von 1615° mit 93133 WE eingesetzt.

#### b) Flüssige Stoffe.

Der Wärmeinhalt der zugeführten Kühlwassermengen von 6739 l für den Transformator und von 37907 l für die Elektrodenkühlungen mit einer Temperatur von durchschnittlich 10,5° beträgt 469252 WE.

#### c) Gasförmige Stoffe.

Entsprechend der Behandlung der Ausgabezeit sei auch hier eine Dreiteilung der Zeit vorgenommen. 1. Während der ersten 7,5 min der Pause, in denen die Elektroden vom Ofen entfernt waren. 2. Der Rest der Pause. 3. Die Gesamtschmelzungszeit.

Die in den ersten 7,5 min eintretenden Luftmengen wurden aus der Geschwindigkeit, dem Querschnitt der Elektrodenöffnungen und der Temperatur ermittelt. Die so errechneten 42,874 m<sup>3</sup> Luft (bei 0° und 760 mm QS) brachten bei 13° Eintrittstemperatur 174 WE in den Ofen. Die im zweiten Teil der Pause von der durchströmenden Luft eingebrachte Wärme kann vernachlässigt werden, da die Elektroden die Gewölbeöffnungen wieder schließen und außerdem die Temperatur sehr gefallen ist. Die während der Schmelzung eintretende Luft ergibt sich aus der Stoffbilanz mit 842,71 kg und bringt 2642 WE ein.

Schließlich sei noch der Wärmeinhalt der im Ofen bleibenden Luft als Einnahme verrechnet, da wir auf der Ausgabezeit alle in den Ofen eintretende Luft wieder als ausströmend annehmen.

Der Einfachheit der Rechnung wegen soll dieser zu groß eingesetzte Posten hier abgezogen werden; er ergab sich mit 226 WE.

#### d) Durch Reaktionen dem Ofen zugeführte Wärmen.

Aus der Stoffbilanz wurden die Gewichte der tatsächlich einwirkenden Stoffe ermittelt. Als Reaktionswärmen ergaben sich hierbei durch einfache Umsetzungen 1007863 WE, durch Schlackenbildung für Schlacke 1: 19864 WE, für Schlacke 2: 20762 WE und für Schlacke 3: 45838 WE.

Die Menge der durch den Strom zugeführten Wärmeeinheiten ergab durch Ablesung am kWst-Zähler 4723 kWst oder 4063767 WE, das entspricht einem Kraftverbrauch von 821 kWst/t Stahl. Vom Beginn der Schmelzung bis zum beendeten Einschmelzen wurden 3444 kWst zugeführt.

Zahlentafel 6. Feuchtigkeits-Zersetzung.

| Zeit des Stoffeinbringens | Stoffbezeichnung   | Diese enthalten an Feuchtigkeit | Hiervon werden zersetzt | Zersetzte Feuchtigkeit  | Unzersetzte Feuchtigkeit  |
|---------------------------|--------------------|---------------------------------|-------------------------|---|---|
|                           |                    | kg                              | Gew. %                  | kg  | kg  |
| 12 <sup>00</sup>          | Gebannter Kalk     | 7,12                            | 53,20                   | 3,788   | 3,332   |
| 12 <sup>00</sup>          | Elektroden-Abbrand | 0,02                            | 53,20                   | 0,011   | 0,009   |
| 12 <sup>22</sup>          | Gebannter Kalk     | 2,85                            | 53,20                   | 1,516   | 1,334   |
| 2 <sup>40</sup>           | Schrott-Rost       | 4,92                            | 59,52                   | 2,928   | 1,992   |
| 4 <sup>12</sup>           | Gebannter Kalk     | 7,83                            | 67,20                   | 5,262   | 2,568   |
| 5 <sup>01-5</sup>         | Gebannter Dolomit  | 6,13                            | 67,20                   | 4,119   | 2,011   |
| 5 <sup>04-5</sup>         | Gebannter Kalk     | 14,24                           | 67,20                   | 9,569   | 4,671   |
| 6 <sup>10</sup>           | Petrolkoks         | 0,19                            | 67,20                   | 0,128   | 0,062   |
| Zusammen                  |                    | 43,30                           |                         | 27,321 =<br>= 3,04 kg H <sub>2</sub><br>+ 24,28 kg O <sub>2</sub> | 15,979 =<br>= 1,76 kg H <sub>2</sub><br>+ 14,22 kg O <sub>2</sub> |

## 2. Wärmeausgaben.

a) Der Wärmeinhalt des Stahles wurde nach Durrer unter Berücksichtigung der Ueberlegungen von Richards bei einer Temperatur von 1610 ° mit 1818915 WE ermittelt, so daß die mittlere spezifische Wärme gleich 0,196 ist.

b) Die Schlackenwärmen wurden nach Richards bzw. Vogt errechnet. Dementsprechend ergaben sich für Schlacke 1 bei 1590 ° 110144 WE, für Schlacke 2 bei 1675 ° 194334 WE, für Schlacke 3 bei 1615 ° 266516 WE.

## c) Flüssige Stoffe.

Bei einer mittleren Temperatur von 35,88 ° wurden durch das Transformatorkühlwasser 241142 WE abgeführt. Das Ofenkühlwasser entführte in der Leitung 1 bei 17,75 ° 281885 WE, in Leitung 2 bei 17,34 ° 246127 WE und bei Leitung 3 bei 22,97 ° 180771 WE.

## d) Gasförmige Stoffe.

Die während der ersten 7,5 min der Pause austretenden Luftmengen von 42,874 m<sup>3</sup> (0°, 760 mm QS) führen bei einer Temperatur von durchschnittlich 970 ° 13782 WE ab. Die Verluste durch die im zweiten Teil der Pause den Ofen durchströmende Luft werden später behandelt werden.

Die zur Bodenstampfmasse verwendeten 8,8 kg Wasser entweichen unzersetzt bei der zu dieser Zeit bestehenden mittleren Temperatur von 236 ° und entführen 969 WE.

Zur Erfassung der durch die Gase während der Schmelzung entführten Wärmemengen wurden die Temperaturen der Gase, die in dem Ringe zwischen Elektrode und Gewölbe entweichen (Ringgase), festgestellt (Zahlentafel 7).

Die Veränderungen der Temperaturen wurden stetig angenommen und daraus die mittleren Temperaturen der Ringgase für die einzelnen Zeitabschnitte ermittelt. Die einzelnen Gase wurden gesondert behandelt.

Laut Stoffbilanz entweichen 648,80 kg N<sub>2</sub>, die unter Voraussetzung einer mittleren Gasmenge je Zeitabschnitt nach Zahlentafel 5 prozentual auf die einzelnen Zeitabschnitte aufgeteilt wurden. Die

mittleren spezifischen Wärmen wurden ebenfalls für jeden Zeitabschnitt berechnet.

Ebenso wurden die Rechnungen für Sauerstoff, Kohlenoxyd, Kohlensäure und Wasserstoff durchgeführt. Der Wasserstoff wurde insoweit berücksichtigt, als hauptsächlich Wasserstoff aus der Wasserzersetzung frei wurde. Nach diesen Rechnungen werden entführt durch Stickstoff 120112 WE, durch Sauerstoff 1890 WE, durch Kohlenoxyd 42213 WE, durch Kohlensäure 9918 WE und durch Wasserstoff 7904 WE.

Der während der Schmelzung austretende Wasserdampf wurde unter Berücksichtigung der Einsatzzeiten, der Gewichte, des Zersetzungsverhältnisses je Zeitabschnitt, der entsprechenden Abgastemperatur und der spezifischen Wärmen behandelt; es werden dadurch dem Ofen 5268 WE entführt.

In gleicher Weise wurde der Wärmeinhalt für die Flugasche ermittelt und mit 1720 WE eingesetzt.

Zahlentafel 7. Ringgas-Temperaturen.

| Zeitpunkt der Messung | Gemessene Temperatur °C | Zeitpunkt der Messung | Gemessene Temperatur °C |
|-----------------------|-------------------------|-----------------------|-------------------------|
| 12 <sup>00</sup>      | 340                     | 3 <sup>00</sup>       | 700                     |
| 12 <sup>30</sup>      | 600                     | 4 <sup>00</sup>       | 750                     |
| 1 <sup>00</sup>       | 620                     | 4 <sup>30</sup>       | 760                     |
| 1 <sup>30</sup>       | 660                     | 5 <sup>00</sup>       | 800                     |
| 2 <sup>00</sup>       | 710                     | 5 <sup>30</sup>       | 790                     |
| 2 <sup>30</sup>       | 740                     | 6 <sup>00</sup>       | 780                     |
| 3 <sup>00</sup>       | 730                     | 6 <sup>22,5</sup>     | 790                     |

Zahlentafel 8. Wärmebilanz.

| Bezeichnung  | WE        | %      |
|--|-----------|--------|
| Wärmeeinnahmen.  |           |        |
| Fest eingesetzte Stoffe                                      | 132 601   | 2,30   |
| Flüssig eingesetzte Stoffe                                   | 469 270   | 8,14   |
| Gasförmig eingesetzte Stoffe                                 | 3 042     | 0,05   |
| Reaktions- und Schlackenbildungswärmen                       | 1 094 327 | 18,99  |
| Stromwärme   | 4 063 767 | 70,52  |
|  | 5 763 007 | 100,00 |
| Wärmeausgaben.   |           |        |
| Stahl  | 1 818 915 | 31,56  |
| Schlacken 1, 2, 3  | 570 994   | 9,91   |
| Kühlwasser   | 949 925   | 16,48  |
| Gase   | 205 545   | 3,57   |
| Flugasche  | 1 720     | 0,03   |
| Reaktions- und Entschlackungswärmen                          | 597 263   | 10,36  |
| Strahlungs-, Leitungs-, Konvektionsverluste und Bilanzfehler | 1 618 645 | 28,09  |
|  | 5 763 007 | 100,00 |

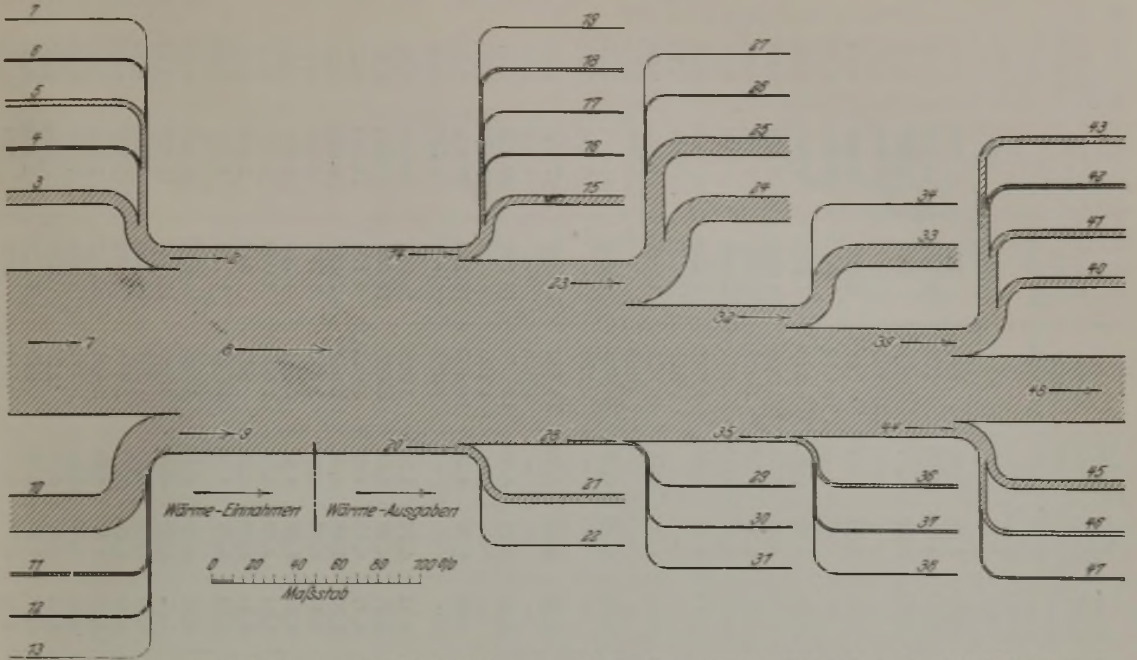


Abbildung 2. Schaubild des tatsächlichen Wärmeumsatzes der gesamten Ofenanlage einschließlich Transformator, Stromzuleitungen usw. von Abstich zu Abstich (in WE und %).

|       |  | WE        | %      |
|-------|--|-----------|--------|
| 1     | Durch den elektrischen Strom gesamt zugeführte Wärme . . . . .   | 4 063 767 | 70,52  |
| 2     | Gesamtwärme in den eingesetzten Stoffen . . . . .  | 604 913   | 10,50  |
| 3     | Wärme in dem während Pause und Schmelzung zufließenden Ofenkühlwasser . . . . .                                      | 398 440   | 6,91   |
| 4     | Wärme in dem während Pause und Schmelzung zufließenden Transformator Kühlwasser . . . . .                            | 70 830    | 1,23   |
| 5     | Wärme in den aus der Zustellung ins Bad gegangenen Stoffen . . . . .   | 130 960   | 2,27   |
| 6     | Wärme in den fest eingesetzten Stoffen . . . . .   | 1 641     | 0,03   |
| 7     | Wärme in den gasförmig eingesetzten Stoffen . . . . .  | 3 042     | 0,05   |
| 8     | Tatsächlich gesamt umgesetzte Wärme während Pause und Schmelzung . . . . .   | 5 763 007 | 100,00 |
| 9     | Gesamt entstehende Wärme durch positive chemische Reaktionen . . . . .   | 1 094 327 | 18,99  |
| 10    | Einsatz, Oxydationswärmen usw. . . . .   | 1 007 863 | 17,49  |
| 11    | Bildungswärme der Schlacke 3 . . . . .   | 45 838    | 0,80   |
| 12    | Bildungswärme der Schlacke 2 . . . . .   | 20 762    | 0,36   |
| 13    | Bildungswärme der Schlacke 1 . . . . .   | 19 864    | 0,35   |
| 14    | Gesamtbeschickungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .  | 432 935   | 7,51   |
| 15—17 | Strahlungsverluste durch offene Türen während der Schmelzung . . . . .   | 324 215   | 5,62   |
| 18    | Strahlungsverluste durch Elektrodenringöffnung und offene Türen während der Pause . . . . .                          | 94 516    | 1,64   |
| 19    | Gesamtfehlbetrag, der durch ungenaue Untersuchungen entstanden ist . . . . .   | 14 204    | 0,25   |
| 20    | Gesamttransformatorverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 256 741   | 4,46   |
| 21    | Wärme in dem während Pause und Schmelzung abfließenden Transformator Kühlwasser . . . . .                            | 241 142   | 4,18   |
| 22    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Transformatoroberfläche während Pause und Schmelzung . . . . .               | 15 599    | 0,27   |
| 23    | Gesamte eigentliche Ofenverluste während Pause und Schmelzung . . . . .  | 1 222 761 | 21,22  |
| 24    | Wärme in dem während Pause und Schmelzung abfließenden Ofenkühlwasser . . . . .                                      | 708 783   | 12,30  |
| 25    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der eigentlichen Ofenflächen während Pause u. Schmelzung . . . . .               | 494 423   | 8,58   |
| 26    | Verluste durch die Türen, solange diese geschlossen sind, während der Schmelzung . . . . .                           | 17 105    | 0,30   |
| 27    | Ofenaufhängungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 2 450     | 0,04   |
| 28    | Gesamte Stromleitungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 58 552    | 1,02   |
| 29    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Transformatorraum während Pause und Schmelzung . . . . . | 21 844    | 0,38   |
| 30    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Schmelzraum während Pause und Schmelzung . . . . .       | 27 029    | 0,47   |
| 31    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Hüttenraum während Pause und Schmelzung . . . . .        |           |        |
| 32    | Gesamte verbrauchte Wärme durch negative chemische Reaktionen . . . . .  | 9 679     | 0,17   |
| 33    | Einsatz-Reduktionswärme usw. . . . .   | 597 263   | 10,36  |
| 34    | Einsatz-Entschlackungswärme . . . . .  | 596 470   | 10,35  |
| 35    | Gesamte Elektrodenaufhängungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 793       | 0,01   |
| 36    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenfassungen während Pause und Schmelzung . . . . .                   | 159 195   | 2,76   |
| 37    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhänggebänder während Pause und Schmelzung . . . . .             | 94 740    | 1,64   |
| 38    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängerrollen während Pause und Schmelzung . . . . .             | 53 134    | 0,92   |
| 39    | Gesamtwärme in den Schlacken und den den Ofen verlassenden flüchtigen Körpern . . . . .                              | 11 321    | 0,20   |
| 40    | Wärme in Schlacke 3 . . . . .  | 778 259   | 13,51  |
| 41    | Wärme in Schlacke 2 . . . . .  | 266 516   | 4,63   |
| 42    | Wärme in Schlacke 1 . . . . .  | 194 334   | 3,37   |
| 43    | Wärme in den den Ofen verlassenden flüchtigen Körpern . . . . .  | 110 144   | 1,91   |
| 44    | Gesamte Elektrodenkohleverluste und Ringöffnungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .                      | 207 265   | 3,60   |
| 45    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohlelektroden während der Schmelzung . . . . .                              | 438 886   | 7,61   |
| 46    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohlelektroden während der Pause . . . . .                                   | 250 036   | 4,34   |
| 47    | Strahlungsverluste durch die Elektrodenringöffnungen während der Schmelzung . . . . .                                | 113 259   | 1,97   |
| 48    | Strahlungsverluste durch die Elektrodenringöffnungen während der Schmelzung . . . . .                                | 75 091    | 1,30   |
| 48    | Wärme im Stahl . . . . .   | 1 818 915 | 31,56  |

Da in den Schlacken kein Fluorkalzium nachgewiesen werden konnte, mußte die Bildung von Siliziumfluorid angenommen und dieses als gasförmig austretender Körper berücksichtigt werden.

Die Temperaturen entsprechen den Ringgastemperaturen in den Zeiten des Flußspateinsatzes. Auf Grund der in folgenden Ueberlegungen erörterten Beziehungen entführt das Siliziumfluorid 3489,05 WE.

Zahlentafel 9. Wärmeverluste der Ofenaußenflächen.

| Spalte | Bezeichnung der Flächen           | Lage der Flächen                         | Art der Flächen         | Größe der strahlenden Fläche m <sup>2</sup> | Größe der bestrahlten Fläche m <sup>2</sup> | Zeit der Wärmeabgabe st | Temperatur der strahlenden Fläche °C | Temperatur der bestrahlten Fläche, Luft °C | Strahlungskoeffizient d. strahlenden Körpers WE | Strahlungskoeffizient d. bestrahlten Körpers WE | Gesamtlungskoeffizient WE | Verlust durch Konvektion WE |        | Verlust durch Strahlung WE |      | Gesamtlungsverluste WE | In % der gesamten Wärme % |
|--------|-----------------------------------|--|-------------------------|---|---|-------------------------|--------------------------------------|--|---|---|---------------------------|-----------------------------|--------|----------------------------|------|------------------------|---------------------------|
|        |                                   |  |                         |   |   |                         |                                      |  |   |   |                           | WE                          | %      | WE                         | %    |                        |                           |
| 1      | Transformator                     | Bodenfläche                              | Schmiedeseisen          | 0,900                                       | 0,9   | 7,800                   | 32                                   | 5  | 4,32  | 4,30  | 3,98                      | 951                         | 772    | 1 723                      | 0,04 |                        |                           |
| 2      |                                   | seitlich und oben                        | matt                    | 9,300                                       | 174,1                                       | 7,800                   | 32                                   | 11   | 4,32  | 4,30  | 4,30                      | 7 175                       | 6 701  | 13 876                     | 0,30 |                        |                           |
| 3      | Stromzuleitung, im Transf.-Raum   | freistrahrend sich gegenseitig bestrahl. | verzinktes Kupf. matt   | 2,790                                       | 175   | 7,800                   | 52                                   | 11   | 0,97  | 4,30  | 0,97                      | 4 967                       | 982    | 5 949                      | 0,13 |                        |                           |
| 4      |                                   |  | matt                    | 8,928                                       | 8,928                                       | 7,800                   | 52                                   | 11   | —   | —   | —                         | 15 895                      | —      | 15 895                     | 0,35 |                        |                           |
| 5      | Stromzuleitung, im Schaltraum     | freistrahlend                            | verzinktes Kupf. matt   | 4,200                                       | 228,4                                       | 7,800                   | 49                                   | 14   | 0,97  | 3,80  | 0,97                      | 16 136                      | 1 260  | 7 396                      | 0,16 |                        |                           |
| 6      |                                   | sich gegenseitig bestrahl.               | matt                    | 13,440                                      | 13,44                                       | 7,800                   | 49                                   | 14   | —   | —   | —                         | 19 633                      | —      | 19 633                     | 0,43 |                        |                           |
| 7      | im Hüttenraum                     | freistrahlend                            | Kupfer matt             | 5,664                                       | 3 680                                       | 7,800                   | 48                                   | 13   | 0,81  | 4,36  | 0,81                      | 8 274                       | 1 405  | 9 679                      | 0,21 |                        |                           |
| 8      | Aufhang der Rollen der Elektroden | Rolle 1                                  | Guß- und Schmiedeseisen | 0,407                                       | 2 680                                       | 7,800                   | 98                                   | 13   | 4,35  | 4,36  | 4,35                      | 1 803                       | 1 685  | 3 488                      | 0,08 |                        |                           |
| 9      |                                   | Rolle 2                                  |                         | 0,407                                       | 2 680                                       | 7,800                   | 103                                  | 13   | 4,35  | 4,36  | 4,35                      | 1 936                       | 1 837  | 3 773                      | 0,08 |                        |                           |
| 10     |                                   | Rolle 3                                  | matt                    | 0,407                                       | 2 680                                       | 7,800                   | 108                                  | 13   | 4,35  | 4,36  | 4,35                      | 2 071                       | 1 989  | 4 060                      | 0,09 |                        |                           |
| 11     |                                   | Elektr. 1, freistr.                      |                         | 1,329                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 135                                  | 13   | 0,79  | 4,36  | 0,79                      | 9 247                       | 1 720  | 10 967                     | 0,24 |                        |                           |
| 12     | Aufhangvorrichtung der Elektroden | 1, geg. str.                             | Kupfer schwach poliert  | 0,792                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 135                                  | 13   | —   | —   | —                         | 5 511                       | —      | 5 511                      | 0,12 |                        |                           |
| 13     |                                   | 2, freistr.                              |                         | 1,329                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 143                                  | 13   | 0,79  | 4,36  | 0,79                      | 10 011                      | 1 908  | 11 919                     | 0,26 |                        |                           |
| 14     |                                   | 3, geg. str.                             |                         | 0,792                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 143                                  | 13   | —   | —   | —                         | 5 966                       | —      | 5 966                      | 0,13 |                        |                           |
| 15     |                                   | 3, freistr.                              |                         | 1,329                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 148                                  | 13   | 0,79  | 4,36  | 0,79                      | 10 494                      | 2 023  | 12 517                     | 0,27 |                        |                           |
| 16     |                                   | 3, geg. str.                             |                         | 0,792                                       | 3 674                                       | 7,800                   | 148                                  | 13   | —   | —   | —                         | 6 254                       | —      | 6 254                      | 0,14 |                        |                           |
| 17     |                                   | Elektr. 1, freistr.                      |                         | 1,207                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 180                                  | 13   | 4,40  | 4,36  | 4,40                      | 12 434                      | 14 664 | 27 098                     | 0,59 |                        |                           |
| 18     | Fassungen der Elektroden          | 1, geg. str.                             | Stahlguß                | 0,105                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 180                                  | 13   | —   | —   | —                         | 1 082                       | —      | 1 082                      | 0,02 |                        |                           |
| 19     |                                   | 2, freistr.                              | rauh                    | 1,207                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 193                                  | 13   | 4,40  | 4,36  | 4,40                      | 13 656                      | 16 777 | 30 433                     | 0,67 |                        |                           |
| 20     |                                   | 2, geg. str.                             | oxydiert                | 0,105                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 193                                  | 13   | —   | —   | —                         | 1 188                       | —      | 1 188                      | 0,03 |                        |                           |
| 21     |                                   | 3, freistr.                              |                         | 1,207                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 205                                  | 13   | 4,40  | 4,36  | 4,40                      | 14 803                      | 18 848 | 33 651                     | 0,74 |                        |                           |
| 22     |                                   | 3, geg. str.                             |                         | 0,105                                       | 3 652                                       | 7,800                   | 205                                  | 13   | —   | —   | —                         | 1 288                       | —      | 1 288                      | 0,03 |                        |                           |
| 23     |                                   | Teillfläche 1                            |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 617                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 3 958                       | 16 073 | 20 031                     | 0,44 |                        |                           |
| 24     |                                   | 2  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 555                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 3 456                       | 11 995 | 15 451                     | 0,34 |                        |                           |
| 25     |                                   | 3  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 501                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 3 032                       | 9 121  | 12 153                     | 0,27 |                        |                           |
| 26     | Kohleteile der Elektrode 1        | 4  | Elektrodenkohle glatt   | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 457                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 694                       | 7 181  | 9 875                      | 0,22 |                        |                           |
| 27     |                                   | 5  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 420                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 416                       | 5 798  | 8 214                      | 0,18 |                        |                           |
| 28     |                                   | 6  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 388                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 181                       | 4 770  | 6 951                      | 0,15 |                        |                           |
| 29     |                                   | 7  |                         | 0,0471                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 365                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 1 008                       | 2 059  | 3 067                      | 0,07 |                        |                           |
| 30     |                                   | 8  |                         | 0,0377                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 286                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 587                         | 943    | 1 530                      | 0,03 |                        |                           |
| 31     |                                   | 9 ohne Flugstaub                         |                         | 0,0707                                      | 2 330                                       | 6,375                   | 281                                  | 13   | 4,34  | 4,36  | 4,34                      | 1 075                       | 1 712  | 2 787                      | 0,06 |                        |                           |
| 32     |                                   | Teillfläche 1                            |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 659                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 4 305                       | 19 365 | 23 670                     | 0,52 |                        |                           |
| 33     |                                   | 2  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 590                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 3 738                       | 14 191 | 17 929                     | 0,39 |                        |                           |
| 34     |                                   | 3  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 531                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 3 267                       | 10 648 | 13 915                     | 0,31 |                        |                           |
| 35     |                                   | 4  |                         | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 480                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 870                       | 8 152  | 11 022                     | 0,24 |                        |                           |
| 36     | Kohleteile der Elektrode 2        | 5  | Elektrodenkohle glatt   | 0,0943                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 430                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 491                       | 6 153  | 8 644                      | 0,19 |                        |                           |
| 37     |                                   | 6  |                         | 0,0094                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 403                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 2 291                       | 5 234  | 7 525                      | 0,16 |                        |                           |
| 38     |                                   | 7  |                         | 0,0377                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 385                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 216                         | 468    | 684                        | 0,02 |                        |                           |
| 39     |                                   | 8  |                         | 0,0377                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 309                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 649                         | 1 119  | 1 768                      | 0,04 |                        |                           |
| 40     |                                   | 9  |                         | 0,0189                                      | 2 680                                       | 6,375                   | 301                                  | 13   | 4,31  | 4,36  | 4,31                      | 314                         | 528    | 824                        | 0,02 |                        |                           |
| 41     |                                   | 10 ohne Flugstaub                        |                         | 0,0707                                      | 2 330                                       | 6,375                   | 298                                  | 13   | 4,34  | 4,36  | 4,34                      | 1 161                       | 1 948  | 3 109                      | 0,07 |                        |                           |

|    |                          |        |       |       |     |    |      |      |      |        |        |         |      |
|----|--------------------------|--------|-------|-------|-----|----|------|------|------|--------|--------|---------|------|
| 42 | Teilfläche 1             | 0,0943 | 2 680 | 6,375 | 675 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 4,339  | 20 743 | 25 182  | 0,55 |
| 43 | "                        | 0,0943 | 2 680 | 6,375 | 600 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 3 819  | 14 867 | 18 686  | 0,41 |
| 44 | "                        | 0,0943 | 2 680 | 6,375 | 538 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 3 322  | 11 029 | 14 351  | 0,31 |
| 45 | "                        | 0,0943 | 2 680 | 6,375 | 485 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 2 908  | 8 375  | 11 283  | 0,25 |
| 46 | "                        | 0,0471 | 2 680 | 6,375 | 452 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 1 328  | 3 491  | 4 819   | 0,11 |
| 47 | "                        | 0,0377 | 2 680 | 6,375 | 355 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 778    | 1 641  | 2 319   | 0,05 |
| 48 | "                        | 0,0707 | 2 330 | 6,375 | 350 | 13 | 4,34 | 4,36 | 4,34 | 1 432  | 2 815  | 4 247   | 0,09 |
| 49 | Gewölbemitte ohne Löcher | 1,433  | 2 470 | 7,800 | 294 | 13 | 4,34 | 4,34 | 4,34 | 28 291 | 46 909 | 75 200  | 1,65 |
| 50 | Gewölberand über Türen   | 1,250  | 2 470 | 7,800 | 235 | 13 | 4,34 | 4,34 | 4,34 | 18 380 | 25 347 | 43 727  | 0,96 |
| 51 | " zwischen Türen         | 2,640  | 2 470 | 7,800 | 288 | 13 | 4,34 | 4,34 | 4,34 | 50 731 | 82 576 | 133 307 | 2,92 |
| 52 | Gewölbeseitenring        | 2,090  | 3 668 | 7,800 | 118 | 13 | 4,33 | 4,36 | 4,33 | 12 055 | 11 788 | 23 843  | 0,52 |
| 53 | Mauerring zwischen       | 0,836  | 3 668 | 7,800 | 221 | 13 | 4,31 | 4,36 | 4,31 | 11 332 | 14 868 | 26 200  | 0,57 |
| 54 | Ofenaußen-               | 3,796  | 3 668 | 7,800 | 181 | 13 | 4,33 | 4,36 | 4,33 | 39 398 | 45 898 | 85 296  | 1,87 |
| 55 | flächen                  | 7,843  | 3 668 | 7,800 | 108 | 13 | 4,40 | 4,36 | 4,40 | 39 917 | 38 762 | 78 679  | 1,72 |
| 56 | Seitenfläche zwischen    | 4,004  | 63    | 7,800 | 86  | 13 | 4,39 | 4,35 | 4,37 | 14 660 | 13 511 | 28 171  | 0,62 |
| 57 | Türen und Hüttensohle    | 0,480  | 3 668 | 5,173 | 298 | 13 | 4,33 | 4,36 | 4,33 | 6 397  | 10 708 | 17 105  | 0,38 |

Die Beziehungen zwischen Wasserstoff, Stickstoff, Kohlenoxyd, Sauerstoff und Luft zeigen, daß die spezifischen Wärmen zweier Gase, bezogen auf 1 kg Normalzustand, umgekehrt proportional deren Molekulargewichten sind. Die Abweichungen liegen durchweg unter 1 %. Für Kohlensäure und Wasserdampf stimmen die Beziehungen nicht, doch nehmen diese auch bezüglich der Gasstrahlung eine Sonderstellung ein. Unter Annahme der Richtigkeit dieser Beziehungen und Verwendung der für Wasserstoff bekannten Zahlen ermittelt sich die spezifische Wärme von Siliziumfluorid aus folgender Gleichung:

$$\frac{4,694}{0,09} \times \frac{x}{3,445} = 1; x = 0,066.$$

Die Umrechnung auf m<sup>3</sup> ergibt, bezogen auf 0°, 760 mm QS, 0,31.

Der Wert erscheint zwar sehr klein, doch muß berücksichtigt werden, daß dieses Gas sehr schwer ist und der Wert der spezifischen Wärme sich in die Reihe der oben erwähnten Gase sehr gut einfügt, wenn diese nach m<sup>3</sup>-Gewichten geordnet werden. Für Siliziumfluorid, wenn wir es als permanentes Gas betrachten, ergibt sich, bezogen auf 1 m<sup>3</sup> bei 0° und 760 mm QS, eine mittlere spezifische Wärme von 0 bis t = 0,31 + 0,000027 t.

e) Durch Reaktionen verbrauchte Wärmen.

Zur Zerlegung der aus der Stoffbilanz den Gewichten nach ermittelten einfachen Verbindungen wurden 596470 WE verbraucht. Als Gegenposten der Schlackenbildung sind hier auch die zur Entschlackung der aus dem Gewölbe bzw. aus Herd und Zuschlägen in das Bad übergegangenen Stoffe verbrauchten Wärmen berücksichtigt worden. Dies erforderte 793 WE.

In Zahlentafel 8 sind die bisher ermittelten Wärmeeinnahmen und -ausgaben einander gegenübergestellt. Daraus ergibt sich ein Restposten von 1618645 WE, die durch Strahlung, Konvektion und Leitung verlorengangen sein müssen. Die Ermittlung dieser Verluste soll im folgenden Abschnitt behandelt werden.

Verluste durch Strahlung, Konvektion und Leitung.

Bezüglich der Grundlagen zur Ermittlung dieser Verluste sei auf die Ausführungen von Schack und Rummel<sup>11)</sup> verwiesen. Außerdem sei auf die in der genannten Mitteilung auf S. 35 gemachten Literaturangaben von Nusselt, Gröber und Wamsler sowie auf die „Hütte“<sup>12)</sup> hingewiesen.

Die Oberfläche des Ofens wurde in so kleine Flächen unterteilt, daß nur Flächen mit gleicher Temperatur oder Flächen, deren Temperatur nach einer Richtung zunahm, zu behandeln waren. Für die erste Art genügte eine Meßstelle je Fläche. Aus den Ablesungen je Meßstelle wurden die mittleren Temperaturen je Fläche errechnet.

Die zweite Art von Flächen, nämlich mit steigender Temperatur, mußten der Erhöhung der Genauigkeit wegen noch in zahlreiche Teilflächen zerlegt

<sup>11)</sup> Mitt. Wärmestelle V. d. Eisenh. Nr. 51.  
<sup>12)</sup> 24. Aufl. (Berlin: Wilhelm Ernst & Sohn 1923), S. 465/76.

Zahlentafel 10. Strahlungsverluste.

| Spalte | Lage der Flächen                     | Art der Flächen                           | Zeitraum der Wärmeabgabe |                   | Temperatur der strahlenden Fläche °C | Verluste durch Konvektion WE | Verluste durch Strahlung WE | Gesamtverluste WE | In % der gesamt. Wärme % |
|--------|--------------------------------------|---|--------------------------|-------------------|--------------------------------------|------------------------------|-----------------------------|-------------------|--------------------------|
|        |                                      |   | von                      | bis               |                                      |                              |                             |                   |                          |
| 1      | Türen und Gewölbeöffnungen           | Strahlende Hohlraumöffnungen              | 10 <sup>34.5</sup>       | 10 <sup>33</sup>  | 1558                                 | —                            | 9 217                       | 9 217             | 0,202                    |
| 2      |                                      |   | 10 <sup>33</sup>         | 10 <sup>29</sup>  | 1438                                 | —                            | 14 053                      | 14 053            | 0,308                    |
| 3      |                                      |   | 10 <sup>39</sup>         | 10 <sup>42</sup>  | 1327                                 | —                            | 10 743                      | 10 743            | 0,236                    |
| 4      |                                      |   | 10 <sup>42</sup>         | 10 <sup>47</sup>  | 1239                                 | 435                          | 6 472                       | 6 907             | 0,151                    |
| 5      |                                      |   | 10 <sup>43</sup>         | 10 <sup>48</sup>  | 1169                                 | 404                          | 5 353                       | 5 757             | 0,126                    |
| 6      |                                      |   | 10 <sup>46</sup>         | 10 <sup>54</sup>  | 1084                                 | 735                          | 8 392                       | 9 127             | 0,200                    |
| 7      |                                      |   | 10 <sup>54</sup>         | 11 <sup>00</sup>  | 990                                  | 655                          | 6 293                       | 6 948             | 0,152                    |
| 8      |                                      |   | 11 <sup>00</sup>         | 11 <sup>03</sup>  | 919                                  | 596                          | 4 990                       | 5 586             | 0,123                    |
| 9      |                                      |   | 11 <sup>06</sup>         | 11 <sup>12</sup>  | 860                                  | 548                          | 4 070                       | 4 618             | 0,101                    |
| 10     |                                      |   | 11 <sup>12</sup>         | 11 <sup>18</sup>  | 810                                  | 508                          | 3 395                       | 3 903             | 0,086                    |
| 11     |                                      |   | 11 <sup>18</sup>         | 11 <sup>24</sup>  | 769                                  | 475                          | 2 907                       | 3 382             | 0,074                    |
| 12     |                                      |   | 11 <sup>24</sup>         | 11 <sup>30</sup>  | 735                                  | 449                          | 2 486                       | 2 935             | 0,064                    |
| 13     |                                      |   | 11 <sup>30</sup>         | 11 <sup>33</sup>  | 706                                  | 426                          | 2 261                       | 2 687             | 0,059                    |
| 14     |                                      |   | 11 <sup>33</sup>         | 11 <sup>42</sup>  | 681                                  | 407                          | 2 037                       | 2 444             | 0,054                    |
| 15     |                                      |   | 11 <sup>42</sup>         | 11 <sup>48</sup>  | 659                                  | 391                          | 1 854                       | 2 245             | 0,049                    |
| 16     |                                      |   | 11 <sup>48</sup>         | 11 <sup>4</sup>   | 637                                  | 374                          | 1 684                       | 2 058             | 0,045                    |
| 17     |                                      |   | 11 <sup>54</sup>         | 12 <sup>00</sup>  | 618                                  | 360                          | 1 546                       | 1 906             | 0,042                    |
| 18     | 12 <sup>00</sup>                     | 12 <sup>40</sup>                          | 640                      | —                 | 626                                  | 626                          | 0,014                       |                   |                          |
| 19     | Ringöffnungen während der Schmelzung | Strahlente, sehr kleine Hohlraumöffnungen | 12 <sup>40</sup>         | 2 <sup>37</sup>   | 1315                                 | —                            | 16 884                      | 16 884            | 0,370                    |
| 20     |                                      |   | 2 <sup>37</sup>          | 4 <sup>05</sup>   | 1535                                 | —                            | 21 353                      | 21 353            | 0,468                    |
| 21     |                                      |   | 4 <sup>05</sup>          | 4 <sup>20</sup>   | 1585                                 | —                            | 4 059                       | 4 059             | 0,089                    |
| 22     |                                      |   | 4 <sup>20</sup>          | 4 <sup>30</sup>   | 1575                                 | —                            | 2 653                       | 2 653             | 0,058                    |
| 23     |                                      |   | 4 <sup>30</sup>          | 4 <sup>40</sup>   | 1640                                 | —                            | 3 047                       | 3 047             | 0,067                    |
| 24     |                                      |   | 4 <sup>40</sup>          | 4 <sup>0</sup>    | 1705                                 | —                            | 3 483                       | 3 483             | 0,076                    |
| 25     |                                      |   | 4 <sup>50</sup>          | 5 <sup>00</sup>   | 1670                                 | —                            | 3 243                       | 3 243             | 0,071                    |
| 26     |                                      |   | 5 <sup>00</sup>          | 5 <sup>20</sup>   | 1528                                 | —                            | 4 772                       | 4 772             | 0,105                    |
| 27     |                                      |   | 5 <sup>20</sup>          | 5 <sup>40</sup>   | 1488                                 | —                            | 3 137                       | 3 137             | 0,069                    |
| 28     |                                      |   | 5 <sup>40</sup>          | 6 <sup>00</sup>   | 1585                                 | —                            | 5 412                       | 5 412             | 0,118                    |
| 29     |                                      |   | 6 <sup>00</sup>          | 6 <sup>22.5</sup> | 1610                                 | —                            | 6 422                       | 6 422             | 0,141                    |

der gesamten Ofenanlage bis zum Anschluß an das Primärnetz behandelt wurden. Dabei wurde, um den Genauigkeitsgrad zu heben, wie schon oben erwähnt, eine weitgehende Unterteilung der Flächen vorgenommen. Bemerkt sei noch folgendes.

Die während der Pause abkühlenden Elektroden werden bis zum Ende der Schmelzung, den Messungen zufolge, wieder auf die gleiche Abstichtemperatur erwärmt. Die Abkühlungsverluste während der Pause sind daher gleich dem Wärmehaushalt bei der Wiedererwärmung während der Schmelzung. Des einfacheren Weges halber wurden die Pausenverluste ermittelt. Die rasche Abkühlung der weißglühenden, aus dem Ofen entfernten Elektroden hätte nur eine sehr annähernde Bestimmung der Strahlungs- und

werden. Für jede solche Teilfläche wäre nun eine Meßstelle einzurichten gewesen. Zur Vermeidung einer übermäßigen Zahl von Meßstellen wurden nur auf jeder dritten bzw. vierten Teilfläche Thermoelemente angeordnet, die die Festlegung der Temperaturkurve einer solchen Fläche in der Richtung der Temperaturveränderung je Zeitabschnitt ermöglichte. Aus diesen Kurven wurde die mittlere Temperaturkurve gezeichnet. Dadurch war der Temperaturverlauf für jede Teilfläche gegeben, deren Wärmeverluste gesondert berechnet wurden. Innerhalb einer solchen gewählten Teilfläche wurde das entsprechende mittlere Temperaturkurvenstück als Gerade aufgefaßt, daraus die mittlere Temperatur der Teilfläche bestimmt und zur Wärmerechnung dieser kleinen Fläche verwendet.

Die Strahlungskonstanten wurden der „Hütte“ entnommen und der Helligkeit, Rauheit und Reinheit von Oxyden entsprechend abgeändert. Bei der Ermittlung der Gesamtstrahlungskonstanten wurde in jedem Fall auf die Flächengrößen und gegebenenfalls auf die verschiedenartige Zusammensetzung der bestrahlten Fläche Rücksicht genommen.

Aus Raumangel sind wir gezwungen, eine genauere Besprechung der Wärmeverlustverhältnisse der einzelnen Außenflächen der Ofenanlage zu unterlassen; es sei daher nur kurz betont, daß auf alle durch Schack und Rummel festgelegten Bedingungen für die Ermittlung der Wärmeverluste genauest Rücksicht genommen wurde, und daß nach den dort ausgeführten Grundsätzen alle Außenflächen

Konvektionsverluste zugelassen. Es wurden daher die Temperaturkurven der Elektroden einmal vor dem Abstich, also zu Beginn der Pause im Ofen, und das zweite Mal zu Ende der Pause bestimmt, die Wärmeinhalte errechnet und aus der Differenz die Wärmeverluste der Elektroden während der Pause ermittelt, die gleich sind der Wärmehaushalt der Elektroden während der Schmelzung. Die Zahlentafel 9 bringt die Grundlagen und Ergebnisse der Verlustberechnungen der Ofenaußenflächen. Gleichartige Flächen mit gleichartigen Temperaturverhältnissen erscheinen hierbei zusammengefaßt.

Zur Bestimmung der Verluste aus dem Ofeninnern sollen Konvektions- und Strahlungsverluste getrennt behandelt werden.

a) Die Konvektionsverluste in den ersten 7 1/2 min der Pause können nur auf dem bereits oben angeführten Weg erfaßt werden. Sie sind gleich der Wärmemenge, die in der gegebenen Zeit durch die durchströmende Luft abgeführt wird. Im zweiten Teil der Pause wurden die Konvektionsverluste normal ermittelt. Die Konvektionsverluste während der Schmelzung ergeben sich aus den gleichen Überlegungen wie diejenigen im ersten Teil der Pause.

b) Die Strahlungsverluste aus dem Ofeninnern wurden im ersten und zweiten Teil der Pause gemeinsam für Türen und Gewölbeöffnungen berechnet, während für die Schmelzungszeit deren Ermittlung getrennt erfolgen mußte. In Zahlen-

Zahlentafel 11.

Wärmeverluste durch die offenen Türen.

| Zeit des<br>Offenhaltens der<br>Türen<br>von bis | Anzahl<br>der<br>offenge-<br>haltenen<br>Türen | In dieser<br>Zeit<br>brannte der<br>Lichtbogen | Gesamt-<br>Strahlungs-<br>verluste<br>durch die<br>offen ge-<br>haltenen<br>Türen |
|--|--|--|---|
|  |  | min  | WE  |
| 1 <sup>21</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 33  |
| 1 <sup>22</sup> — 24                             | 2  | 1,8  | 694   |
| 1 <sup>23</sup> — 43                             | 3  | 2,6  | 3 700   |
| 1 <sup>24</sup> — 43                             | 3  | 2,8  | 2 610   |
| 1 <sup>00</sup> — 00 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 42  |
| 1 <sup>20</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 78  |
| 1 <sup>40</sup> — 40 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 122   |
| 2 <sup>00</sup> — 00 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 185   |
| 2 <sup>20</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 224   |
| 2 <sup>37</sup> — 38                             | 1  | 0,8  | 1 290   |
| 2 <sup>40</sup> — 43                             | 3  | 4,8  | 19 531  |
| 2 <sup>43</sup> — 50                             | 3  | 5,0  | 18 242  |
| 2 <sup>50</sup> — 55                             | 3  | 5,0  | 16 903  |
| 2 <sup>55</sup> — 59,5                           | 3  | 4,5  | 14 447  |
| 3 <sup>00</sup> — 00 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 210   |
| 3 <sup>20</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 157   |
| 3 <sup>40</sup> — 40 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 275   |
| 4 <sup>00</sup> — 00 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 302   |
| 4 <sup>04</sup> — 9                              | 1  | 1,0  | 1 679   |
| 4 <sup>05</sup> — 11                             | 3  | 5,8  | 30 876  |
| 4 <sup>11</sup> — 12                             | 1  | 1,0  | 1 726   |
| 4 <sup>12</sup> — 13,5                           | 2  | 4,5  | 15 521  |
| 4 <sup>13,5</sup> — 17,5                         | 1  | 1,0  | 1 734   |
| 4 <sup>20</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 331   |
| 4 <sup>24</sup> — 25                             | 1  | 1,0  | 1 736   |
| 4 <sup>30</sup> — 30 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 327   |
| 4 <sup>40</sup> — 41                             | 1  | 0,8  | 2 194   |
| 4 <sup>44</sup> — 50,5                           | 3  | 6,3  | 42 350  |
| 4 <sup>50,5</sup> — 55,5                         | 3  | —  | 30 256  |
| 4 <sup>55,5</sup> — 50 <sup>1,5</sup>            | 3  | —  | 33 794  |
| 5 <sup>01,5</sup> — 04,5                         | 2  | 3,0  | 11 158  |
| 5 <sup>04,5</sup> — 08                           | 2  | 3,5  | 11 868  |
| 5 <sup>08</sup> — 11                             | 2  | 3,0  | 9 387   |
| 5 <sup>11</sup> — 14                             | 2  | 3,0  | 8 968   |
| 5 <sup>20</sup> — 20 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 246   |
| 5 <sup>40</sup> — 41                             | 1  | 0,8  | 1 666   |
| 5 <sup>45</sup> — 47                             | 1  | 2,0  | 3 431   |
| 5 <sup>50</sup> — 52                             | 1  | 2,0  | 3 516   |
| 6 <sup>00</sup> — 00 <sup>2</sup>                | 1  | —  | 356   |
| 6 <sup>01</sup> — 03                             | 1  | 2,0  | 3 663   |
| 6 <sup>03</sup> — 07                             | 2  | 4,0  | 14 653  |
| 6 <sup>07</sup> — 09                             | 2  | 2,0  | 7 326   |
| 6 <sup>09</sup> — 09,5                           | 1  | 0,5  | 918   |
| 6 <sup>09,5</sup> — 10                           | 1  | 0,5  | 916   |
| 6 <sup>14</sup> — 14,5                           | 1  | 0,5  | 916   |
| 6 <sup>19</sup> — 21                             | 1  | 1,8  | 3 658   |
|  |  |  | 324 215   |

tafel 10 geben die Spalten 1 bis 3 die Verhältnisse für den ersten Teil der Pause, Spalten 4 bis 17 diese für den zweiten Teil der Pause wieder. Unter Verwendung des Begriffes der angenäherten Hohlraumstrahlung können diese Verluste errechnet werden. Hierbei war im ersten Teil der Pause die Größe der strahlenden Fläche 0,721 m<sup>2</sup>, im zweiten Teil durch das Aufsetzen der Elektroden 0,545 m<sup>2</sup>. Bei den großen Flächenunterschieden zwischen strahlender und bestrahlter Fläche ergibt die Gesamtstrahlungskonstante den Wert der Konstante des strahlenden Körpers. Es ist daher die Größe der bestrahlten Fläche sowie deren Strahlungskonstante ohne Einfluß. Die Strahlungskonstante des strahlenden Körpers, die also gleich ist der Gesamtstrahlungskonstante, beträgt 4,55. Die Temperatur der be-

Zahlentafel 12. Uebersichtliche Zusammenstellung der gesamten Wärmeverluste der Ofenanlage durch Strahlung, Konvektion und Leitung.

| Bezeichnung der Wärme abgebenden Flächen                           | Gesamtver-<br>luste durch<br>Strahlung,<br>Konvektion<br>und Leitung |
|--|--|
|  | WE   |
| Transformator während Pause und Schmelzung                         | 15 599   |
| Stromzuleitungen im Transformatorraum während Pause und Schmelzung | 21 844   |
| Stromzuleitungen im Schaltraum während Pause und Schmelzung        | 27 029   |
| Stromzuleitungen im Hüttenraum während Pause und Schmelzung        | 9 679  |
| Elektroden-Aufhängung, Rolle 1, während Pause und Schmelzung       | 3 488  |
| Elektroden-Aufhängung, Rolle 2, während Pause und Schmelzung       | 3 773  |
| Elektroden-Aufhängung, Rolle 3, während Pause und Schmelzung       | 4 060  |
| Elektroden-Aufhängung, Bänder 1, während Pause und Schmelzung      | 16 478   |
| Elektroden-Aufhängung, Bänder 2, während Pause und Schmelzung      | 17 885   |
| Elektroden-Aufhängung, Bänder 3, während Pause und Schmelzung      | 18 771   |
| Elektrodenfassung 1  | 28 180   |
| Elektrodenfassung 2  | 31 621   |
| Elektrodenfassung 3  | 34 939   |
| Elektroden-Kohleteile 1  | 38 171   |
| Elektroden-Kohleteile 2  | 38 059   |
| Elektroden-Kohleteile 3  | 37 029   |
| Elektroden-Kohleteile 1  | 80 059   |
| Elektroden-Kohleteile 2  | 89 090   |
| Elektroden-Kohleteile 3  | 80 887   |
| Ofenflächen 1  | 75 200   |
| Ofenflächen 2  | 43 727   |
| Ofenflächen 3  | 133 307  |
| Ofenflächen 4  | 23 843   |
| Ofenflächen 5  | 26 200   |
| Ofenflächen 6  | 85 296   |
| Ofenflächen 7  | 78 679   |
| Ofenflächen 8  | 28 171   |
| Türflächen, solange geschlossen, während der Schmelzung            | 17 105   |
| Ofen-Aufhängung, während Pause und Schmelzung                      | 2 450  |
| Elektroden-Ringöffnungen und offene Türen, während Pause           | 94 516   |
| Elektroden-Ringöffnungen, während der Schmelzung                   | 75 091   |
| Strahlungsverluste durch offene Türen während der Schmelzung       | 324 215  |
|  | 1 604 441  |

Durch Strahlung, Konvektion und Leitung verliert die Ofenanlage also insgesamt durch alle Flächen während der Pausen und Schmelzung 1 604 441 WE

strahlten Fläche ist die der Luft und beträgt 13°. Die Spalten 18 bis 29 bringen die Strahlungsverluste durch die sehr engen Ringöffnungen bei ganz eingesetzten Elektroden während der Schmelzung. Hierbei wurde der Begriff der vollkommenen Hohlraumstrahlung herangezogen. Die Größe der strahlenden Fläche beträgt 0,029 m<sup>2</sup>. Die Temperatur der bestrahlten Fläche ist ebenfalls 13°. Die Konstante des strahlenden Körpers bzw. die Gesamtstrahlungskonstante ist gleich 4,70.

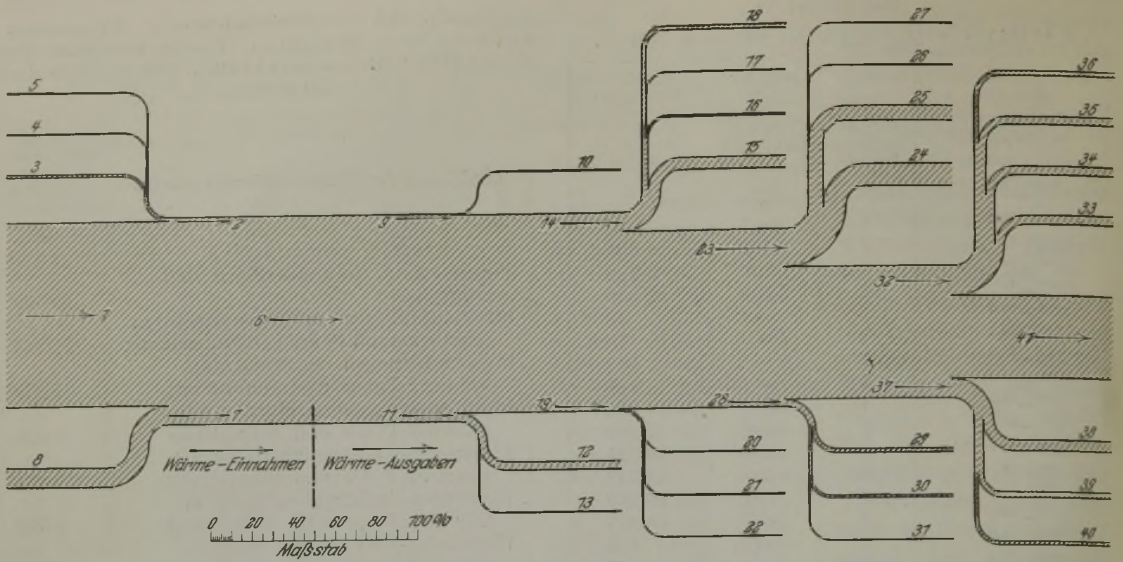


Abbildung 3. Schaubild der Wärmebilanz der gesamten Ofenanlage von Abstich zu Abstich (in WE und %).

|       |  | WE        | %      |
|-------|--|-----------|--------|
| 1     | Durch den elektrischen Strom gesamt zugeführte Wärme während Pause und Schmelzung . . .                              | 4 063 767 | 89,10  |
| 2     | Gesamte Schlackenbildungswärme . . . . .   | 85 671    | 1,88   |
| 3     | Bildungswärme der Schlacke 3 . . . . .   | 45 417    | 1,00   |
| 4     | Bildungswärme der Schlacke 2 . . . . .   | 20 572    | 0,45   |
| 5     | Bildungswärme der Schlacke 1 . . . . .   | 19 682    | 0,43   |
| 6     | Gesamt umgesetzte Wärme während Pause und Schmelzung . . . . .   | 4 560 831 | 100,00 |
| 7     | Gesamt oxydationswärme . . . . .   | 411 393   | 9,02   |
| 8     | Gesamt oxydationswärme . . . . .   | 411 393   | 9,02   |
| 9     | Gesamtfehler der Bilanz, entstanden durch ungenaue Versuche usw. . . . .   | 14 204    | 0,31   |
| 10    | Gesamtfehler der Bilanz, entstanden durch ungenaue Versuche usw. . . . .   | 14 204    | 0,31   |
| 11    | Gesamttransformatorverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 185 911   | 4,08   |
| 12    | Verluste durch das Transformator kühlwasser während Pause und Schmelzung . . . . .                                   | 170 312   | 3,73   |
| 13    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Transformatoroberfläche während Pause und Schmelzung . . . . .               | 15 599    | 0,34   |
| 14    | Gesamtbeschickungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .  | 418 731   | 9,18   |
| 15—17 | Strahlungsverluste durch offene Türen während der Schmelzung . . . . .   | 324 215   | 7,11   |
| 18    | Strahlungs- und Konvektionsverluste durch Türen und Elektrodenlöcher während der Pause . . . . .                     | 94 516    | 2,07   |
| 19    | Gesamtstromzuleitungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 58 552    | 1,23   |
| 20    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Transformatorraum während Pause und Schmelzung . . . . . | 21 844    | 0,48   |
| 21    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Schaltraum während Pause und Schmelzung . . . . .        | 27 029    | 0,59   |
| 22    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Stromzuleitungen im Hüttenraum während Pause und Schmelzung . . . . .        | 9 679     | 0,21   |
| 23    | Gesamte Ofenverluste während Pause und Schmelzung . . . . .  | 924 339   | 18,0   |
| 24    | Strahlungs- und Konvektionsverluste durch die eigentlichen Ofenflächen während Pause und Schmelzung . . . . .        | 494 423   | 10,84  |
| 25    | Verluste durch das Ofenkühlwasser während Pause und Schmelzung . . . . .   | 310 361   | 6,81   |
| 26    | Verluste durch die Türen, solange diese geschlossen sind, während der Schmelzung . . . . .                           | 17 105    | 0,38   |
| 27    | Ofenaufhängungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 2 450     | 0,05   |
| 28    | Gesamte Elektrodenaufhängungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 159 195   | 3,49   |
| 29    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenfassungen während Pause und Schmelzung . . . . .                   | 94 740    | 2,08   |
| 30    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängebänder während Pause und Schmelzung . . . . .              | 53 134    | 1,17   |
| 31    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängerringen während Pause und Schmelzung . . . . .             | 11 321    | 0,25   |
| 32    | Gesamtwärme in den Schlacken und den den Ofen verlassenden flüchtigen Körpern . . . . .                              | 643 859   | 14,12  |
| 33    | Wärme in den den Ofen verlassenden flüchtigen Gasen . . . . .  | 193 213   | 4,24   |
| 34    | Wärme in Schlacke 3 . . . . .  | 210 345   | 4,61   |
| 35    | Wärme in Schlacke 2 . . . . .  | 153 374   | 3,36   |
| 36    | Wärme in Schlacke 1 . . . . .  | 86 999    | 1,91   |
| 37    | Gesamtelektrodenkohle- und Ringöffnungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .                               | 438 386   | 9,61   |
| 38    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleelektroden während der Schmelzung . . . . .                             | 250 036   | 5,48   |
| 39    | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleelektroden während der Pause . . . . .                                  | 113 259   | 2,48   |
| 40    | Strahlungsverluste durch die Elektrodenringöffnungen während der Schmelzung . . . . .                                | 75 091    | 1,66   |
| 41    | Wärme im Stahl . . . . .   | 1 817 654 | 39,85  |

Bei der Ermittlung der Strahlungsverluste durch die offenen Türen kommen drei Strahlungsquellen in Frage: die Ofeninnenfläche einschließlich der Badoberfläche, die Elektrodenmantelfläche und die Lichtbogen, drei Quellen, die gesondert behandelt wurden. In Zahlentafel 11 finden sich die Ergebnisse der Wärmeverlustberechnung.

Zahlentafel 12 bringt eine übersichtliche Zusammenstellung der Gesamtwärmeverluste der Ofenanlage durch Strahlung, Konvektion und Leitung. Danach verliert die Ofenanlage 1604441 WE. Es

ergibt sich also ein Fehlbetrag von 14204 WE, der auf die Ungenauigkeit der Untersuchungsverfahren zurückzuführen ist.

Ein Schaubild des tatsächlichen Wärmeumsatzes bringt Abb. 2. Eine Wärmebilanz ist in Abb. 3, eine elektrische Bilanz in Abb. 4 dargestellt.

Die Aufstellung der Wirkungsgrade läßt sich leicht aus Abb. 3 und 4 durchführen. Je nachdem, was unter dem Begriff „Nutzwärme“ verstanden wird, ergeben sich verschiedene Wirkungsgrade. Bezeichnet man als Nutzwärme nur die im Stahl beim



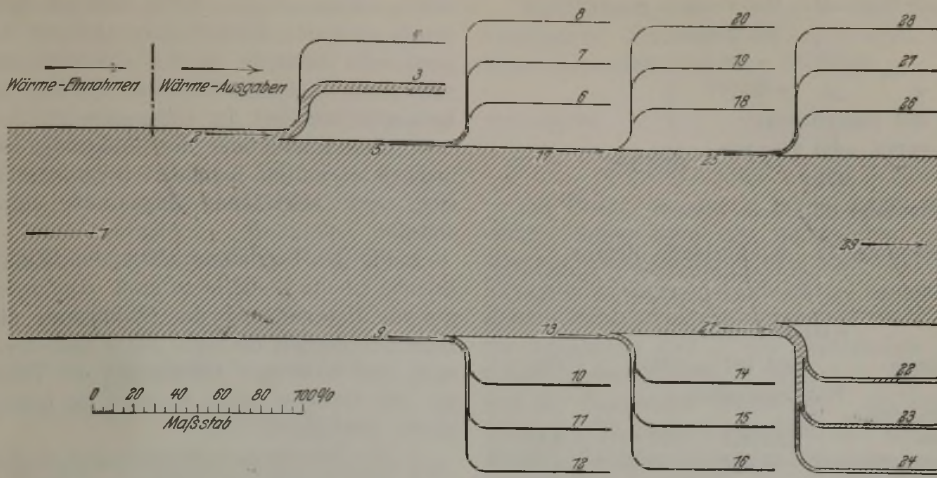


Abbildung 4. Schaubild der elektrischen Bilanz der gesamten Ofenanlage von Abstich zu Abstich (in WE, kWst und %).

|    |   | WF        | kWst      | %      |
|----|---|-----------|-----------|--------|
| 1  | Durch den elektrischen Strom insgesamt zugeführte Wärme während Pause und Schmelzung . . . . .  | 4 063 767 | 4723,000  | 100,00 |
| 2  | Gesamttransformatorverluste während Pause und Schmelzung . . . . .  | 185 911   | 216,070   | 4,58   |
| 3  | Wärmeverluste durch das Transformator Kühlwasser während Pause u. Schmelzung . . . . .  | 170 212   | 197,940   | 4,19   |
| 4  | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Transformatoroberfläche während Pause und Schmelzung . . . . .  | 15 599    | 18,130    | 0,38   |
| 5  | Gesamte sek. Stromzuleitungsverluste während Pause und Schmelzung . . . . .   | 58 552    | 68,051    | 1,44   |
| 6  | Strahlungs- und Konvektionsverluste der sek. Stromzuleitungen im Hüttenraum während Pause und Schmelzung . . . . .  | 9 679     | 11,249    | 0,24   |
| 7  | Strahlungs- und Konvektionsverluste der sek. Stromzuleitungen im Schaltraum während Pause und Schmelzung . . . . .  | 27 029    | 31,414    | 0,67   |
| 8  | Strahlungs- und Konvektionsverluste der sek. Stromzuleitungen im Transformatorraum während Pause und Schmelzung . . . . .   | 21 844    | 25,388    | 0,54   |
| 9  | Gesamtverluste durch die Elektrodenfassungen während Pause und Schmelzung . . . . .   | 94 740    | 110,109   | 2,33   |
| 10 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenfassung 1 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 28 180    | 32,751    | 0,69   |
| 11 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenfassung 2 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 31 621    | 36,751    | 0,78   |
| 12 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenfassung 3 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 34 939    | 40,607    | 0,86   |
| 13 | Gesamtverluste durch die Elektrodenkohleteile während der Pause . . . . .   | 113 259   | 131,632   | 2,79   |
| 14 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 1 während der Pause . . . . .  | 28 171    | 44,363    | 0,94   |
| 15 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 2 während der Pause . . . . .  | 38 059    | 44,233    | 0,94   |
| 16 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 3 während der Pause . . . . .  | 37 029    | 43,036    | 0,91   |
| 17 | Gesamtverluste durch die Elektrodenaufhängerollen während Pause u. Schmelzung . . . . .   | 11 321    | 13,158    | 0,28   |
| 18 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängerolle 3 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 4 060     | 4,719     | 0,10   |
| 19 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängerolle 2 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 3 773     | 4,385     | 0,09   |
| 20 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängerolle 1 während Pause und Schmelzung . . . . .  | 3 488     | 4,054     | 0,09   |
| 21 | Gesamtverluste durch die Elektrodenkohleteile während der Schmelzung . . . . .  | 250 036   | 290,597   | 6,15   |
| 22 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 1 während der Schmelzung . . . . .   | 80 059    | 93,046    | 1,97   |
| 23 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 2 während der Schmelzung . . . . .   | 89 090    | 103,542   | 2,19   |
| 24 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Kohleteile der Elektrode 3 während der Schmelzung . . . . .   | 80 887    | 94,009    | 1,99   |
| 25 | Gesamtverluste durch die Elektrodenaufhängebänder während Pause u. Schmelzung . . . . .   | 53 134    | 61,753    | 1,31   |
| 26 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängebänder 3 während Pause und Schmelzung . . . . .   | 18 771    | 21,816    | 0,46   |
| 27 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängebänder 2 während Pause und Schmelzung . . . . .   | 17 885    | 20,786    | 0,44   |
| 28 | Strahlungs- und Konvektionsverluste der Elektrodenaufhängebänder 1 während Pause und Schmelzung . . . . .   | 16 478    | 19,151    | 0,41   |
| 29 | Gesamte für den Ofen verfügbare Wärme aus dem elektrischen Strom, schon abzüglich der durch Wärmeleitung der Elektroden durch diese wieder aus dem Ofen geleiteten Wärme während Pause und Schmelzung . . . . . | 3 296 814 | 3 831,630 | 81,13  |

Verlassen des Ofens enthaltene Wärme, so ergibt sich der thermische Gesamtwirkungsgrad zu:

$$\eta_{\text{Stahl}} = 39,85 \%$$

Bezeichnet man als Nutzwärme die im Stahl und den Schlacken beim Verlassen des Ofens enthaltene Wärmemenge, so ergibt sich der thermische Gesamtwirkungsgrad zu:

$$\eta_{\text{(Stahl, Schlacken)}} = 49,74 \%$$

Die gesamte dem Ofen zugeführte Leistung, vermindert um die Wärmeverluste auf dem Stromwege bis zum Eintritt des Stromes in den Ofen (beim oberen Gewölberand), ergibt die dem Ofeninnern tatsächlich zugeführte Energiemenge. Der elektrische Wirkungsgrad beträgt also

$$\eta_{el} = \frac{WE_{\text{gesamt}} - WE_{\text{Verluste bis zum Ofen}}}{WE_{\text{gesamt}}} = \frac{(4063767 - 766953) \cdot 100}{4063767}$$

oder in kWst ausgedrückt

$$\frac{(4723 - 891,37) \cdot 100}{4723} = 81,13 \%$$

(siehe Zahlentafel 13).

Zahlentafel 13. Elektrische Bilanz.

| Bezeichnung                                    | WE        | kWst   | %     |
|--|-----------|--------|-------|
| Wärmeeinnahmen.                                |           |        |       |
| Stromwärme                                     | 4 063 767 | 4 723  | 100   |
| Wärmeausgaben.                                 |           |        |       |
| Transformatorverluste                          | 185 911   | 216 07 | 4,58  |
| Zuleitungsverluste                             | 58 552    | 68,05  | 1,44  |
| Verluste der Aufhängung                        | 64 455    | 74,91  | 1,59  |
| Verluste der Fassung                           | 94 740    | 110,11 | 2,33  |
| Verluste der Kohleteile während der Pausen     | 113 259   | 131,63 | 2,79  |
| Verluste der Kohleteile während der Schmelzung | 250 036   | 290,6  | 6,15  |
|  | 766 953   | 891,37 | 18,87 |

Da der Begriff „Wirkungsgrad“ für den Elektrostahlofen noch nicht genormt ist, sei nochmals darauf hingewiesen, daß durch Angabe der Prozentzahlen im Schaubild Abb. 3 Wirkungsgrade nach persönlicher Meinung ermittelt werden können.

Der Grund, daß die Wirkungsgrade so niedrig sind, liegt in der Ofenanlage, die zur Zeit der Ver-

suche wärmetechnisch nicht auf der Höhe war. Durch geeignete Abänderungen ist der Wirkungsgrad beim heutigen Betrieb sicherlich wesentlich verbessert. Folgende Ursachen drückten den Wirkungsgrad zur Zeit der Untersuchung:

1. Die Abdichtung der Elektroden war sehr mangelhaft, so daß besonders bei geöffneten Türen eine stark abkühlende Zugwirkung durch Luft eintrat.

2. Für den Betrieb des Ofens ohne Zusatzbodenheizung ist die Badtiefe zu groß. Dadurch ist eine gewisse Ueberhitzung des Ofenraumes über dem Bade erforderlich, die sogar gegen Ende der Schmelzung zum zeitweisen Offenhalten der Türen führt, um das Gewölbe nicht zu stark zu beanspruchen (siehe Zahlentafel 11).

3. Die Transformatorverluste sind zu groß.

4. Die Elektroden müssen vor jedem Abstich aus dem Ofen entfernt werden. Durch die Abkühlung der Elektroden und starke Zugwirkung durch den Ofen bei offenen Gewölbelöchern geht viel Wärme verloren.

5. Der Ofen besitzt drei Türen, die die Zugwirkung ebenfalls verstärken.

#### Zusammenfassung.

An einem Elektro-Lichtbogenofen wurde eine Stoff-, elektrische und Wärmebilanz aufgestellt. Durch genaueste Erfassung aller Verluste, insbesondere auch der durch Strahlung, Konvektion und Leitung, wurde der bisher übliche Restposten „Beschickungsverluste“ vermieden. Der elektrische Wirkungsgrad beträgt 81 %, der thermische Gesamtwirkungsgrad 39,9 bzw. 49,7 %. Die Ursachen des niedrigen Wirkungsgrades werden besprochen.

## Der Zusammenhang zwischen Kerbzähigkeit und Gleitebenenbildung.

Von Friedrich Körber in Düsseldorf.

(Temperaturabhängigkeit der Kerbzähigkeit von Eisen-Silizium-Proben. Mikroskopische Prüfung: Gleitebenenbildung bei den verschiedenen Versuchstemperaturen. Zusammenhang mit der Kerbzähigkeit. Folgerungen für die Formänderung und den Arbeitsverbrauch bei der Kerbschlagprobe.)

Nach den Vorstellungen der heutigen Metallkunde hängt die Verformbarkeit eines Metalls eng mit der Fähigkeit zusammen, Gleitebenen zu bilden. Ist diese gering, so verhält sich der Werkstoff spröde, und im äußersten Falle der völligen Behinderung der Translationen in den Kristalliten bricht er bei genügend starker Beanspruchung ohne jede vorherige Formänderung. Da die Bildung der Gleitebenen ein Vorgang ist, der eine gewisse Zeit erfordert, so kann sich der Werkstoff bei plötzlich wachsender Beanspruchung durchaus spröde verhalten, während er bei langsamer Belastungssteigerung beträchtliche plastische Formänderungen erleiden kann.

Bei der angenommenen engen Verbindung zwischen den mechanischen Eigenschaften der Metalle und der Fähigkeit der Gleitebenenbildung lag es nahe, die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften mit der Aenderung der Gleitebenenbildung in Zusammenhang zu bringen.

So erklärte G. Tammann<sup>1)</sup> schon 1914 die allgemeine Erscheinung der Abnahme der Kerbzähigkeit mit sinkender Temperatur damit, daß bei tiefen Temperaturen die Geschwindigkeit der Gleitebenenbildung wahrscheinlich sehr klein ist.

Die Temperaturabhängigkeit der Kerbzähigkeit des Stahles ist bereits Gegenstand einer ganzen Reihe von Arbeiten gewesen, aber erst die aus jüngster Zeit stammenden planmäßigen Untersuchungen des Verfassers gemeinsam mit A. Pomp<sup>2)</sup> und von E. Maurer und R. Mailänder<sup>3)</sup> haben größere Klarheit gebracht gegenüber den älteren

<sup>1)</sup> Lehrbuch der Metallographie, 1. Aufl. (Leipzig: Leopold Voß 1914), S. 106.

<sup>2)</sup> F. Körber und A. Pomp: Festigkeitseigenschaften von Stahlguß bei erhöhter Temperatur. Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 6 (1924), S. 21/31. — Einfluß der Vorbehandlung auf die Kerbzähigkeit des Flußeisens in der Kälte und Wärme. Ebenda S. 33/43.

<sup>3)</sup> E. Maurer und R. Mailänder: Zur Frage der Blausprödigkeit. St. u. E. 45 (1925), S. 409/23.

Versuchen mit vielfach sich widersprechenden Ergebnissen. Aus diesen Arbeiten folgt, daß die untersuchten Stahlorten sämtlich bei tiefen Temperaturen einen sehr geringen Arbeitsverbrauch bei der Kerbschlagbiegeprobe aufweisen, und daß in einem mehr oder weniger eng begrenzten Temperaturbereich ein Anstieg zu großen Zähigkeiten erfolgt. Die Lage dieses Temperaturbereiches hat sich dabei abhängig von Probenbreite, Kerbform, Schlaggeschwindigkeit, Zusammensetzung und Behand-

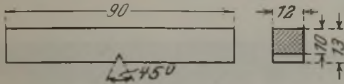


Abbildung 1. Kerbschlagprobe.

lungszustand des Werkstoffes gezeigt. Maurer und Mailänder geben eine Deutung dieser Tatsachen, der die Annahme zugrunde liegt, daß mit abnehmender Temperatur das Verhältnis der „technischen Kohäsion“ zum Gleitwiderstande des Werkstoffes kleiner wird.

Der nach den vorstehenden Ausführungen zu vermutende Zusammenhang zwischen Temperaturabhängigkeit der Kerbzähigkeit und Fähigkeit der Gleitebenenbildung wird sich am einfachsten und

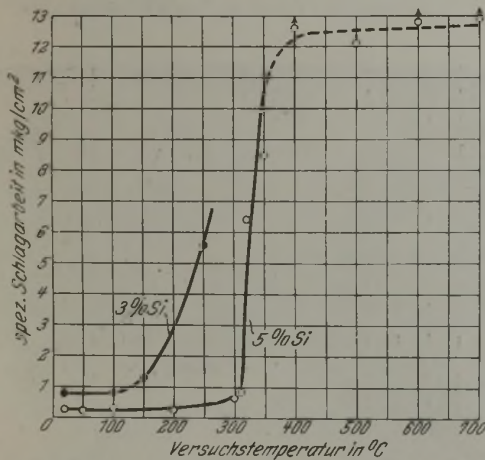


Abbildung 2.

Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von gegossenem Silizium-Eisen von der Versuchstemperatur.

deutlichsten nachweisen lassen, wenn die Untersuchung an einem Werkstoff durchgeführt wird, bei dem die an und für sich große Neigung des reinen Eisens zur Bildung von Gleitebenen bei Raumtemperatur stark herabgemindert ist. Als Mittel hierzu kommen geeignete Legierungszusätze zum reinen Eisen in Frage. Weiterhin wird die Gleitebenenbildung sich in einem grobkristallinen Werkstoff deutlicher im Gefügebild erkennen lassen als in einem feinkörnigen. Aus diesen Gründen schienen Proben aus Eisen-Silizium-Legierungen in besonderem Maße geeignet, die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften in Zusammenhang mit den Gleiterscheinungen im mikroskopischen Gefügebild zu verfolgen.

Zur Untersuchung gelangten zwei verschieden hochlegierte Eisen-Silizium-Legierungen folgender Zusammensetzung:

| Bezeichnung | C %  | Si % | Mn % | P %   | S %   |
|-------------|------|------|------|-------|-------|
| A . . . . . | 0,06 | 3,03 | 0,16 | 0,010 | 0,010 |
| B . . . . . | 0,08 | 5,12 | 0,11 | 0,017 | 0,005 |

Die Proben wurden in den aus Abb. 1 ersichtlichen Abmessungen aus Abschnitten von Gußblöcken herausgearbeitet und nach Erhitzen auf Versuchstemperatur schnell auf die Schabotte eines 15-mkg-Pendelschlagwerkes gebracht und zerschlagen. Die Ergebnisse sind in den Zahlentafeln 1 und 2 zusammengestellt und in Abb. 2 in Abhängigkeit von der Temperatur eingetragen. Die Proben der Legierung A brachen sämtlich mit grobkörnigem Bruchgefüge; der spiegelnde Glanz der Spaltflächen nahm mit steigender Temperatur ab. Auch bei der Legierung B erfolgte der Bruch stets mit grobkörniger Ausbildung der Bruchfläche. Einige Proben brachen neben dem Kerb, was offenbar durch die Anwesenheit großer, für den Bruch besonders günstig orientierter Kristallite bedingt war. Die bei den höchsten Versuchstemperaturen geprüften Stäbe wurden zum Teil nur gebogen, ohne daß ein Bruch erfolgte.

Bei den tieferen Versuchstemperaturen sind beide Werkstoffe sehr spröde; der spezifische Arbeitsverbrauch liegt unterhalb 1 mkg/cm<sup>2</sup>. Deutlich ist zu erkennen, daß mit steigendem Siliziumgehalt die Sprödigkeit zunimmt. Bei der 3prozentigen Legierung A setzt oberhalb 100°, bei der 5prozentigen oberhalb 300° ein starker Anstieg der Kerbzähigkeit ein, der besonders bei der letzteren in einem sehr engen Temperaturbereich erfolgt. Diese Feststellungen decken sich mit denen von N. B. Pil-

Zahlentafel 1. Kerbschlagversuche mit 3prozentigem Silizium-Eisen.

| Bezeichnung der Probe | Temperatur °C | Spez. Schlagarbeit mkg/cm <sup>2</sup> |
|-----------------------|---------------|--|
| A 1                   | 20            | 0,79                                   |
| A 2                   | 100           | 0,80                                   |
| A 3                   | 150           | 1,3                                    |
| A 4                   | 250           | 5,6                                    |

Zahlentafel 2. Kerbschlagversuche mit 5prozentigem Silizium-Eisen.

| Temperatur °C | Spez. Schlagarbeit mkg/cm <sup>2</sup> | Bemerkungen     |
|---------------|--|-----------------|
| 20            | 0,28                                   |                 |
| 50            | 0,24                                   |                 |
| 100           | 0,31                                   |                 |
| 200           | 0,28                                   |                 |
| 300           | 0,68                                   |                 |
| 310           | 0,84                                   |                 |
| 320           | 6,4                                    |                 |
| 350           | 8,5                                    |                 |
| 400           | > 12,6                                 | nicht gebrochen |
| 500           | > 12,1                                 | " "             |
| 600           | > 12,8                                 | " "             |
| 700           | > 12,9                                 | " "             |

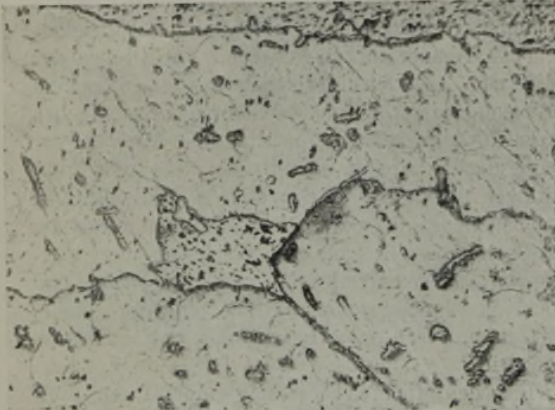
ling<sup>4)</sup> an gewalzten Blechen mit verschiedenem Siliziumgehalt; dieser fand, daß der Temperaturbereich, in dem der Zähigkeitsanstieg erfolgt, sehr eng ist und mit steigendem Siliziumgehalt zu höheren Temperaturen verschoben wird.

Von den Bruchstücken der Kerbschlagproben wurden in unmittelbarer Nähe der Bruchfläche Längsschliffe hergerichtet und mit alkoholischer Salzsäure geätzt. Dieses Aetzmittel entwickelt die Korngrenzen und die Gleitlinien mit besonderer Deutlichkeit. Bei der bei Raumtemperatur zerschlagenen

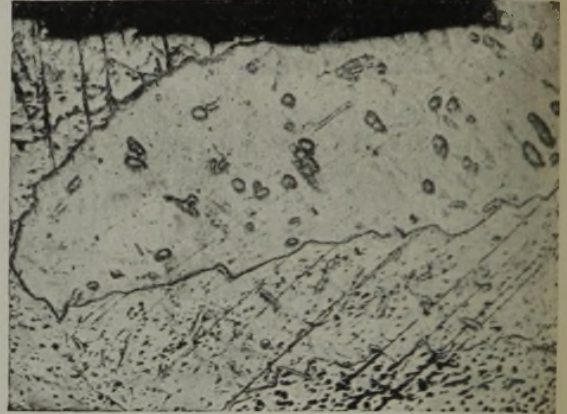
Weise zeigten die Proben der 5prozentigen Legierung bis zur Versuchstemperatur 310° keine Gleitlinienbildung, wogegen dieselbe mit weiter steigender Prüftemperatur zugleich mit dem wachsenden Arbeitsverbrauch immer stärker wurde.

Das Ergebnis dieser Versuche ist also, daß gleichzeitig mit dem Anstieg der Zähigkeit mit steigender Temperatur die Gleitebenenbildung in dem Metall erleichtert wird. Hiernach scheinen also die Zunahme der Zähigkeit und die Zahl der gebildeten Gleitebenen in einem ursächlichen Zusammenhang mit-

× 20

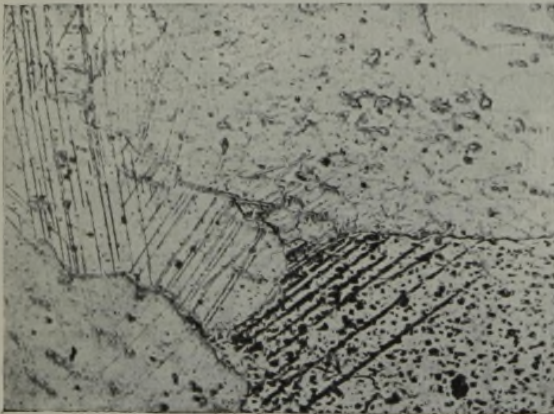
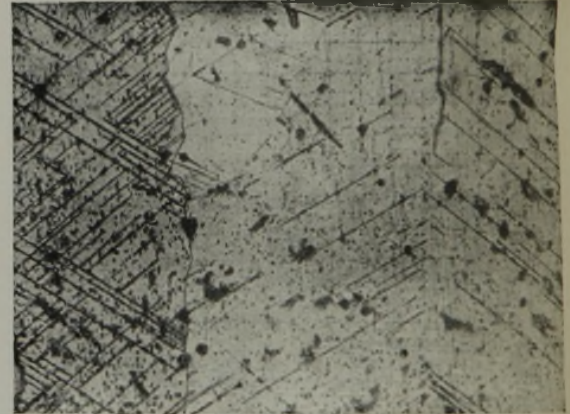
Abbildung 3. Probe A<sub>1</sub>, bei 20° zerschlagen.

× 20

Abbildung 4. Probe A<sub>2</sub>, bei 100° zerschlagen.

× 20

× 20

Abbildung 5. Probe A<sub>3</sub>, bei 150° zerschlagen.Abbildung 6. Probe A<sub>4</sub>, bei 250° zerschlagen.

Probe A<sub>1</sub> waren auf der ganzen Schlißfläche keine Gleitlinien in dem grobkörnigen Gefüge zu finden (Abb. 3), bei 100° (Probe A<sub>2</sub>) traten in einzelnen Kristalliten, die an den am stärksten beanspruchten Stellen in unmittelbarer Nähe der Bruchfläche lagen, Gleitlinien auf (Abb. 4). Mit steigender Versuchstemperatur nahm deren Zahl entsprechend der Steigerung des Arbeitsverbrauchs deutlich zu. Bei der bei 150° zerschlagenen Probe fanden sich in den nahe der Bruchfläche liegenden Körnern zahlreiche Gleitlinien (Abb. 5), die bei 250° noch zahlreicher geworden waren und in einem größeren Bereiche der Schlißfläche auftraten (Abb. 6). In entsprechender

einander zu stehen, von dem wir uns etwa folgende Vorstellungen machen können.

Durch die Schlagbeanspruchung wird in der Kerbschlagprobe ein räumlicher Spannungszustand hervorgerufen. Da die Fähigkeit des Eisens, Gleitebenen zu bilden, durch den Siliziumzusatz stark erniedrigt worden ist, überschreiten bei Raumtemperatur die Normalspannungen zu den Spaltflächen der Kristallite die Kohäsion auf diesen eher als die Schubspannungen längs den Gleitebenen den Schubwiderstand auf diesen. Der Bruch erfolgt unter Ausbildung von ebenen Spaltflächen in der Größenordnung der Kristallabmessungen, wodurch das grobkristalline Bruchgefüge bedingt ist. Bis zum Bruch wird die Probe rein elastisch deformiert; Translationen, die zu bleibenden Formänderungen

<sup>4)</sup> N. B. Pilling: Brüchigkeit von Siliziumstäben bei tiefen Temperaturen. Trans. Am. Inst. Min. Met. Engs. 69 (1923), S. 780/90; St. u. E. 43 (1923), S. 702/3.

führen, treten nicht ein; der zum Bruch der Probe erforderliche Arbeitsverbrauch ist gering.

Wird der Schubwiderstand auf der Gleitfläche bei der Beanspruchung der Proben früher überwunden als die Kohäsion auf der Spaltfläche, so tritt vor dem Bruch plastische Verformung unter Ausbildung von Gleitungen ein. Ist diese Bedingung nur für einen Teil der Kristallkörner erfüllt, die durch ihre kristallographische Orientierung für das Eintreten der Gleitungen besonders günstig gelagert sind, so werden nur in diesen Gleitungen erfolgen, während der Bruch durch die übrigen Kristallite nach ebenen Spaltflächen erfolgt. Mit fortschreitender Zahl der Kristallite, die eine Verformung erleiden, treten die ebenen Spaltflächen der ohne vorherige Verformung gebrochenen Kristallite im Bruchgefüge immer mehr zurück; der Bruch wird sehnig und zeigt immer weniger ebene Spaltflächen, wie dies bei der Untersuchung von Stahlgußproben<sup>2)</sup> beobachtet worden ist.

Führt der in der Probe unter der äußeren Beanspruchung sich ausbildende Spannungszustand in allen Kristalliten vor Erreichung der Spaltkohäsion zur Ueberwindung des Schubwiderstandes, so erhalten wir vor Eintreten der Reißbildung starke Formänderung, Biegung der Kerbschlagprobe. Mit dieser Kaltverformung ist eine Verbiegung der Gleitebenen verbunden, so daß elastische Verzerrungen des Rauggitters eintreten<sup>5)</sup>. Ist die dadurch bedingte Behinderung der Translationen in den Kristalliten (Gleitflächenblockierung) genügend stark geworden, so kann unter Ueberwindung der Kohäsionskräfte ein Anriß der Probe erfolgen, der zu mehr oder weniger vollständigem Bruch führt.

<sup>5)</sup> Vgl. F. Körber: Verformen und Rekristallisieren. St. u. E. 45 (1925), S. 217.

Schließlich ist noch der äußerste Fall zu erwähnen, daß zu keinem Zeitpunkte die sich ausbildenden Zugspannungen die Kohäsion des Werkstoffes überschreiten; dann werden die Translationen zu einer immer weitergehenden Verjüngung des Probenquerschnittes führen, bis schließlich eine Trennung durch reines Abgleiten längs den Gleitebenen eintritt. Die Einschnürung hat den Wert 100 % erreicht. Solche Trennungen sind bei langsamer Beanspruchung von Einkristallproben beobachtet worden.

Nach dem Vorstehenden ist für die Art der Formänderung und damit für den Arbeitsaufwand bei der mechanischen Beanspruchung von Metallprobestäben, insbesondere bei der Kerbschlagprobe, der Umstand entscheidend, ob in jedem Augenblick des Versuches der sich in der Probe ausbildende Spannungszustand zu einer Ueberwindung der Schubwiderstände auf den Gleitebenen führt, ohne daß gleichzeitig die Normalspannungen auf den Spaltflächen die Werte der Kohäsion erreichen, oder ob das Umgekehrte der Fall ist. Bestimmend hierfür sind Zusammensetzung und Zustand des Werkstoffes, ferner Probenform (Breite und Kerbausbildung), Versuchsgeschwindigkeit und besonders Versuchstemperatur.

#### Zusammenfassung.

Eine vergleichende mechanische und mikroskopische Prüfung von Eisen-Silizium-Proben bei verschiedenen Temperaturen ergab eine gleichzeitige Zunahme der Zahl der gebildeten Gleitebenen mit der Steigerung der Zähigkeit, wodurch ein enger Zusammenhang zwischen der Fähigkeit der Gleitebenenbildung und dem mechanischen Verhalten des Werkstoffes wahrscheinlich gemacht wird.

## Temperatur und Analyse der Gichtgase an der Gicht eines neuzeitlichen Hochofens.

Von Dr.-Ing. H. Lent in Duisburg-Ruhrort.

(Möllerzusammensetzung und Stückgröße. Betriebsweise des untersuchten Ofens. Versuchsanordnung und Meßeinrichtung. Analysenergebnisse und Schlußfolgerungen.)

Auf die Anregungen von Dr.-Ing. P. Geimer, Troisdorf, und Direktor a. D. H. Dresler, Kreuztal, wurde bei der Zustellung eines neuzeitlichen Hochofens im rheinisch-westfälischen Gebiet durch Einbau geeigneter Geräte in Gicht und Schacht der Versuch unternommen, die Ergebnisse des amerikanischen Versuchshochofens im großen nachzuprüfen. Es soll hier zunächst über das Ergebnis der Gichtuntersuchungen berichtet werden.

Es wurde hierzu das in Abb. 1 abgebildete, bis in die Mitte des Ofens reichende Stahlgußstück eingebaut, um ohne Störung des Betriebes dauernd Temperatur und Zusammensetzung der am Rande und in der Mitte aufsteigenden Gichtgase zu bestimmen.

Der Ofen mit einem Gestelldurchmesser von 5 m wurde am 1. Februar 1925 angeblasen und erreichte im Monat März eine Durchschnittserzeugung von 774 t je Tag bei 20 t Schrottzusatz je Tag, 905 kg

Koksverbrauch je Tonne Roheisen (Koks 3 % Nässe, 9,2 % Asche, Festigkeit in der Normalabrietrommel: Rückstand über 40 mm = 83,5 %, Rückstand über 60 mm = 62,7 %) und einem Möllerausbringen von 48 %.

Die Möllering bestand aus: 15 % Minette, 10 % Martinschlacke, 10 % Wabana, 45 % Grängesberg, 7,5 % Brauneisenstein, 12,5 % Kiiruna; dazu 9,00 % von Erzgewicht Kalkstein.

Die Untersuchung dieser fertigen Möllering auf Stückgröße hatte folgendes Ergebnis.

Rückstand auf:

|                          |             |          |
|--------------------------|-------------|----------|
| Sieb 1 (100 mm $\phi$ ): | 202,00 kg = | 12,87 %  |
| „ 2 ( 80 „ $\phi$ ):     | 87,36 „ =   | 5,60 %   |
| „ 3 ( 60 „ $\phi$ ):     | 124,81 „ =  | 7,95 %   |
| „ 4 ( 40 „ $\phi$ ):     | 176,12 „ =  | 11,25 %  |
| „ 5 ( 20 „ $\phi$ ):     | 246,30 „ =  | 15,73 %  |
| „ 6 ( 10 „ $\phi$ ):     | 178,65 „ =  | 11,40 %  |
| „ 7 ( 0 „ $\phi$ ):      | 555,85 „ =  | 35,20 %  |
| zus. 1 571,09 kg =       |             | 100,00 % |

Die Beschickung des Ofens erfolgt durch eine amerikanische Kippkübelförderung mit doppeltem Gichtverschluß ohne Drehverteiler. Ein Zentralrohr ist nicht vorhanden. Der Abzug der Gichtgase erfolgt durch zwei seitliche Gasfänge.

einzelnen Gasströme jede Möglichkeit gegeben, welche die Gasprobenahme mehr der Zufälligkeit unterworfen sein läßt als die etwas trägere Temperaturmessung.

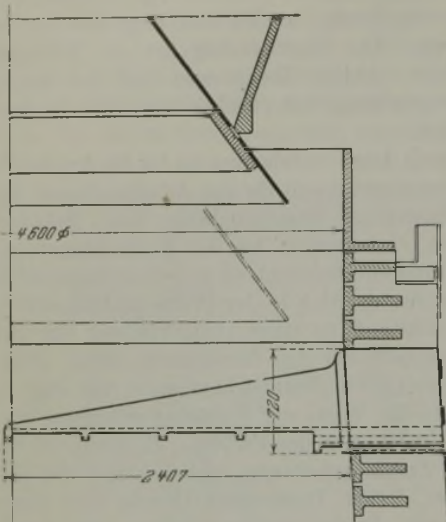


Abbildung 1. Unter der Gicht eingebautes Stahlgußstück zur Aufnahme der Meßgeräte.

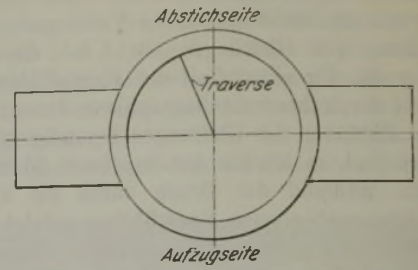


Abbildung 2. Lage der Traverse im Ofen.

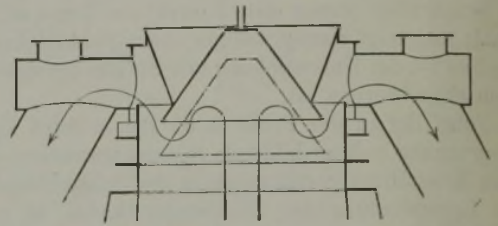


Abbildung 3.

Weg des Gasstromes unter der Gichtglocke.

Für die Versuche wurden dauernd aufgezeichnet:

1. Gastemperatur Gicht Mitte
  2. " " Rand
  3. " " Standrohr
  4. Windtemperatur,
  5. Winddruck und Windmenge,
  6. Aufzugspiele durch schreibendes Ampèremeter.
- } auf Mehrfarbenschreibern,

Bei den Hochöfnern besteht vielfach die Ansicht, daß die Gase dazu neigen, am Rande aufzusteigen. Zur Begründung zieht man die Erscheinung am stillstehenden Ofen heran, daß die bekannten blauen Flämmchen meist am Rande zu sehen sind. Alle neueren Gichtverschlüsse sind dahin gebaut kräftig zum Rande zu schütten. Wie der aus einer großen

Die Ofentiefe wurde während der Versuche alle fünf Minuten mit der Stange gemessen, die Analysen Mitte bis Rand gleichzeitig möglichst schnell mit der üblichen Vorsicht in kleine Probeflaschen genommen. Die Traverse liegt so im Ofen, daß die am Rand aufsteigenden Gasströme möglichst nicht die Messung in der Mitte stören, und umgekehrt (Abb. 2). Trotzdem ist beim Tiefergehen der Beschickung, beim Einlassen der großen Glocke sowie dadurch, daß gemäß Abb. 3 der Gasstrom aus der Mitte den durch den Pfeil eingezeichneten Weg nehmen muß, einer Durchwirbelung der

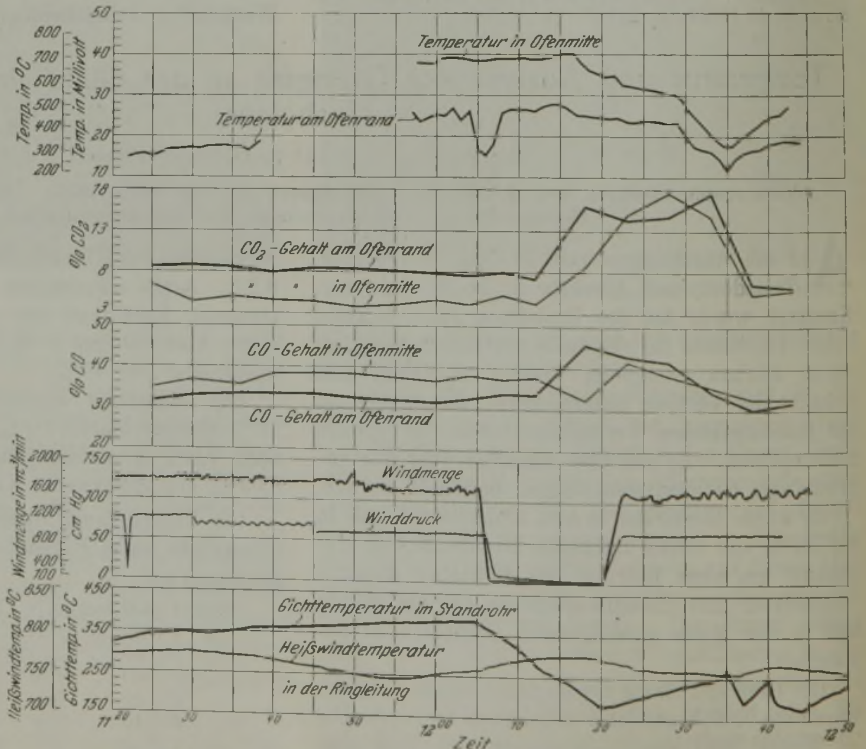


Abbildung 5. Versuchsergebnisse am Hochofen 4 (26. März 1925).

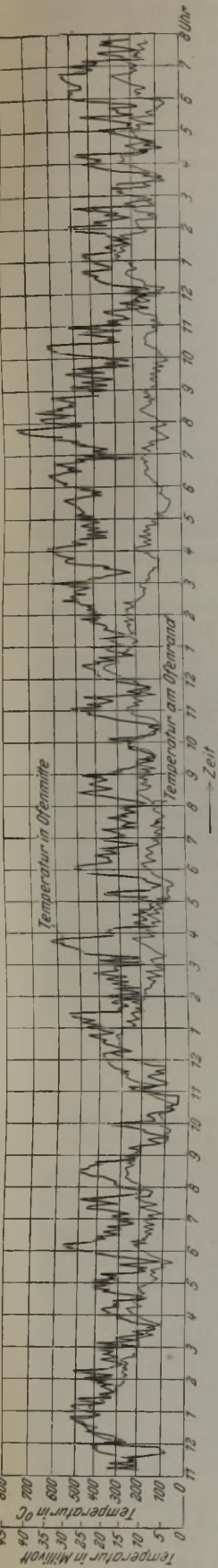


Abbildung 4. Temperaturverlauf in Ofenmitte und Rand unter der Gicht.

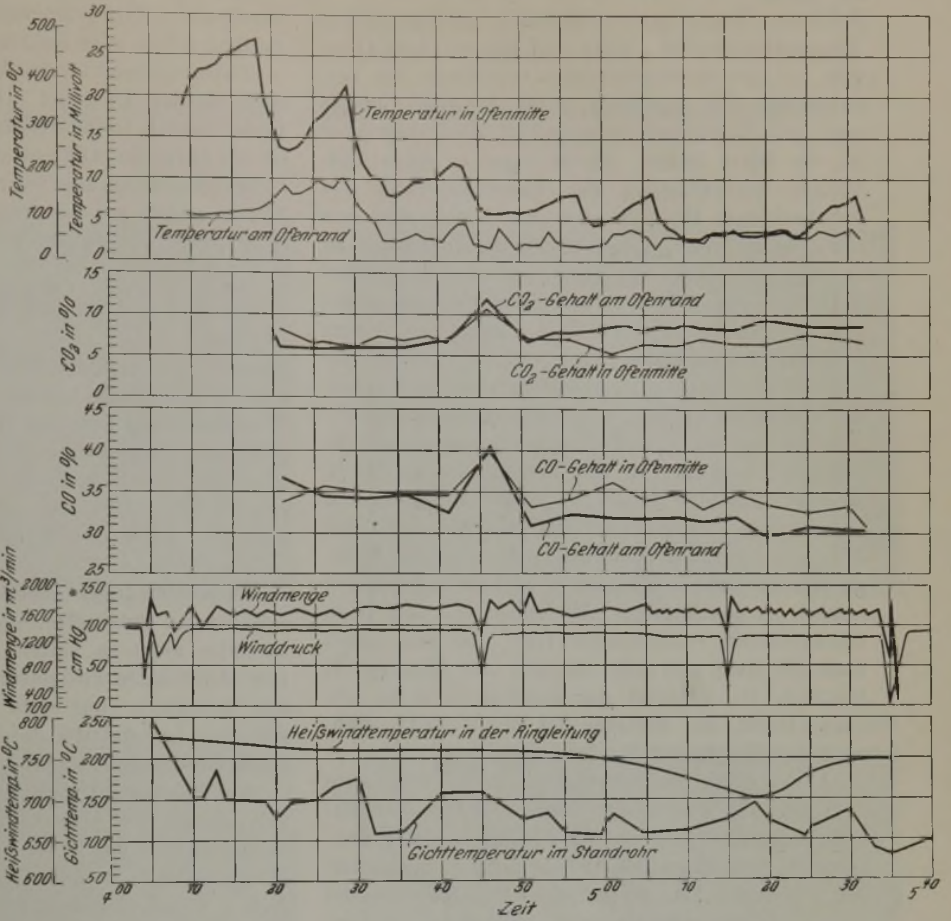


Abbildung 6.

Versuchsergebnisse am Hochofen 4 (27. März 1925).

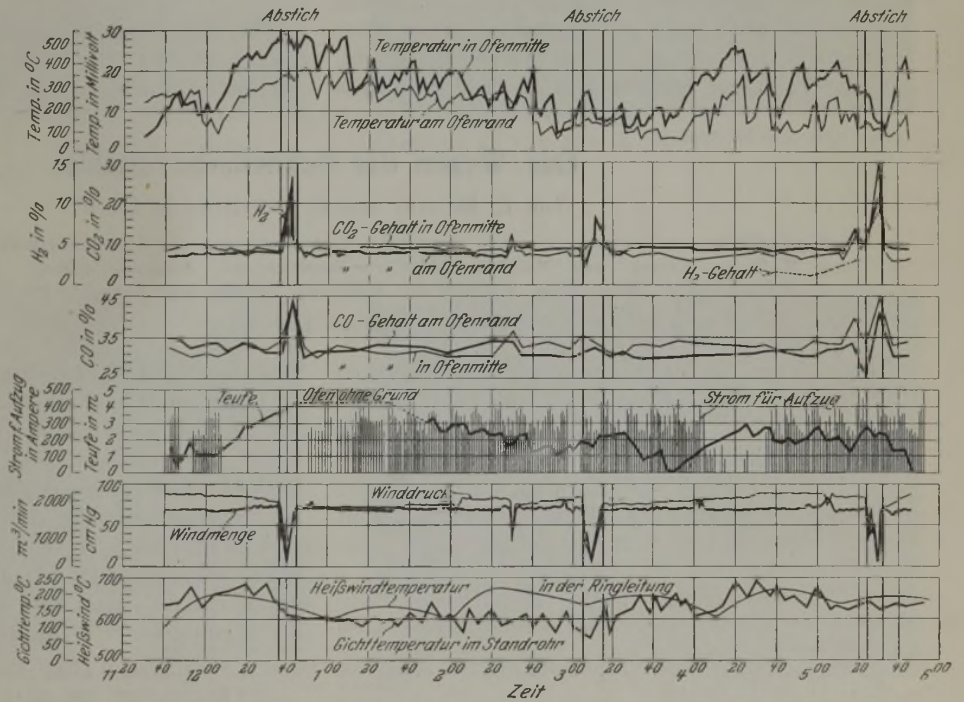


Abbildung 7.

Versuchsergebnisse am Hochofen 4 (2. April 1925).

Zahl von Tagen ganz willkürlich herausgegriffene Temperaturstreifen „Mitte und Rand“ (Abb. 4) ergibt, ist mit verschwindenden Ausnahmen am Versuchsofen, der allerdings durch kräftige Gebläse eine gute Winddurchdringung hat, die Temperatur in der Mitte höher. Es ist sogar an einem auffälligen Zurückbleiben der Randtemperatur bei gleichzeitigem Hochschnellen der Mittetemperatur die Bildung von „Kaminen“ in der Ofenmitte zu beobachten. Diese Erscheinung wird begünstigt durch das den rheinisch-westfälischen Werken eigentümliche ungünstige Verhältnis zwischen Feinerz und Stückerz im Möller, das mit einem Vorrollen der Stücke zur Mitte eine Ablenkung des Gasstromes zur Stelle des geringsten Widerstandes hervorruft. Wie die in Abb. 5 und 6 wiedergegebenen gleichzeitigen Bestimmungen von Kohlensäure und Kohlenoxyd erkennen lassen, geht mit der geringeren thermischen Ausnutzung meist eine geringere chemische Ausnutzung Hand in Hand, d. h., das Mittegas ist an Kohlensäure ärmer und an Kohlenoxyd reicher als das Randgas. Abgesehen von dem beim Ofenstillstand entstehenden Gas, von dem später noch die Rede sein soll, erreicht das Mittegas 34 bis 36 % CO, während das Randgas rd. 3 bis 4 % zurückbleibt, das Mittegas hat rd. 6 % CO<sub>2</sub>, während das Randgas 2 bis 3 % mehr hat.

Abb. 7 zeigt das Ergebnis eines Versuches vom 2. April 1925, das insofern unregelmäßige Verhältnisse wiedergibt, als durch Einführung der dreigeteilten Schicht an diesem Tage die Regelmäßigkeit der Förderung litt, so daß der Ofen teilweise tief wurde, und dann beschleunigt vollgefahren werden mußte (siehe Teufenkurve und Aufzugdiagramm). Beim tiefgehenden Ofen (Ofen ohne Grund!) wird durch die Gasdurchwirbelung das Analysenergebnis unsicher; trotz höherer Temperatur in der Mitte liegen die Analysenkurven eine Zeitlang vertauscht. Beim Vollfahren erkennt man an dem schroffen

Wechsel der Mittetemperatur, wenn die zum Rande gekippten Erz- oder Koksmengen zur Mitte abrollen.

Ueberraschend ist das Ergebnis der Gasanalysen während der Abstiche. Die Zeit vom Beginn bis Ende Abstich ist besonders gekennzeichnet, jedoch ist der Ofen nur während des Schließens des Stichloches ohne Wind, und zwar annähernd 1 min. Diese Minute wurde zur Gasprobenahme abgewartet. Es ergab sich ein außergewöhnlich reiches Gas mit

|                           | 1      | 2      | 3     |
|---------------------------|--------|--------|-------|
| CO . . . . .              | 45,2 % | 35,6 % | 45 %  |
| CO <sub>2</sub> . . . . . | 26,4 % | 16,9 % | 30 %  |
| H <sub>2</sub> . . . . .  | 8,3 %  |        | 9,1 % |

während der normale Wasserstoffgehalt 1,5 % beträgt. Dieses reiche Gas ist nur erklärbar aus einem Weiterreagieren zwischen Kohlenstoff bzw. Kohlenoxyd und Eisenoxyden. Der hohe Wasserstoffgehalt kann, da lecke Formen bisher nicht festgestellt sind, nur durch Reaktion von Hydratwasser bzw. normaler Nässe mit Kohlenoxyd und Kohlenstoff entstanden sein.

Diese Messungen geben vielleicht einen Fingerzeig, warum gedämpfte Oefen trotz größter Vorsicht mitunter nicht zu halten sind. Der erste Anstoß zum Heißwerden wird natürlich von einer Undichtigkeit herrühren, nur wird die Schädlichkeit auch kleinsten Luftzutritts durch die Möglichkeit obiger Reaktion besonders klar.

Die bisherigen Untersuchungen lassen den Schluß zu, daß die am amerikanischen Versuchshochofen festgestellte Zone hoher indirekter Reduktion im oberen Schacht auch im Großbetriebe vorhanden ist. Neben völlig gleichmäßigem Vollhalten der Oefen ohne Pause ist eine gleichmäßigere Stückung der Erze Vorbedingung für wirtschaftlicheres Arbeiten, d. h. geringeren Koksverbrauch.

Bei der Durchführung der Versuche wurde ich von Herrn Dipl.-Ing. K o f l e r unterstützt, dem ich für seine Umsicht auch an dieser Stelle danke.

## Das Wesen der Schnellarbeitsstähle.

Von E. Maurer und G. Schilling in Essen<sup>1)</sup>.

(Physikalische, mikroskopische und thermische Untersuchungen von Schnellarbeitsstählen sowie einer Reihe von Wolfram-, Chrom- und Molybdänstählen im Vergleich mit Kohlenstoffstählen. — Anlaßerscheinung, Sekundärhärte, Rotgluthärte, Wirkung des Wolframs, Chroms und Vanadins im Schnellarbeitsstahl.)

(Hierzu Tafel 2.)

Nachdem die Härtungstheorie von Maurer<sup>2)</sup> für Kohlenstoffstähle durch die neueren röntgenographischen Untersuchungen zufolge Wever<sup>3)</sup> eine gute Bestätigung gefunden hat, liegt der Gedanke nahe, diese Theorie auch auf die Härtung der Schnellarbeitsstähle auszudehnen. Dies erscheint um so berechtigter, als bereits Scott<sup>4)</sup> eine weit-

gehende Parallele zwischen den Anlaßversuchen von Maurer<sup>5)</sup> mit übereutektoiden Kohlenstoffstählen und den seinen mit Schnellarbeitsstahl feststellte. Auf die hier bestehende qualitative Ähnlichkeit wies bereits einige Jahre früher McCance<sup>6)</sup> im Anschluß an eine Arbeit von Edwards und Kikkawa<sup>7)</sup> hin. Aber auch McCance hat schon seine Vorgänger in H. Le Chatelier<sup>8)</sup>, der allgemein die Wichtigkeit der thermischen Anlaßerscheinung hervorhob und in Osmond<sup>9)</sup>, nach dem es über-

<sup>1)</sup> Auszug aus einer von der Fakultät für Stoffwirtschaft der Techn. Hochschule Aachen genehmigten Dissertation.

<sup>2)</sup> Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 1 (1920), S. 84; St. u. E. 41 (1921), S. 1114.

<sup>3)</sup> Z. Elektrochem. 30 (1924), S. 382; Die Naturwissenschaften 12 (1924), S. 1114.

<sup>4)</sup> Trans. Am. Soc. Steel Treat. 1 (1920/21), S. 511/26.

<sup>5)</sup> Metallurgie 6 (1909), S. 31/52.

<sup>6)</sup> J. Iron Steel Inst. 92 (1915), S. 42/3.

<sup>7)</sup> J. Iron Steel Inst. 92 (1915), S. 6/30.

<sup>8)</sup> Rev. Mét. Mém. 1 (1904), S. 336.

<sup>9)</sup> Rev. Mét. Mém. 1 (1904), S. 351, VII.



E. Maurer und G. Schilling: Das Wesen der Schnellarbeitsstähle.

× 1000

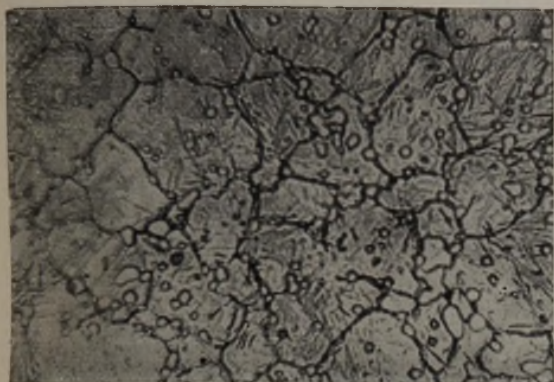


Abbildung 1. Stahl B bei 1280° in Oel abgelöscht.

× 1000

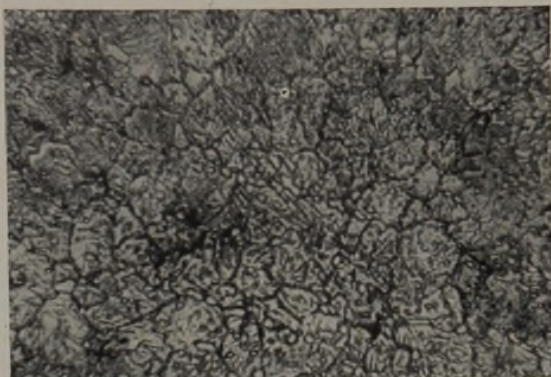


Abbildung 2. Stahl W 20 bei 1280° in Oel abgelöscht.

× 1000

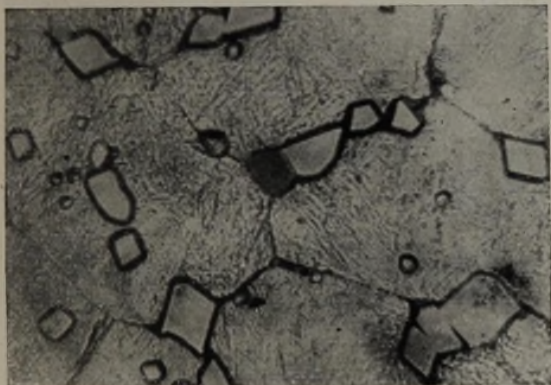


Abbildung 3. Stahl B 1 st auf 1280° gehalten, dann in Oel abgelöscht.

× 1000

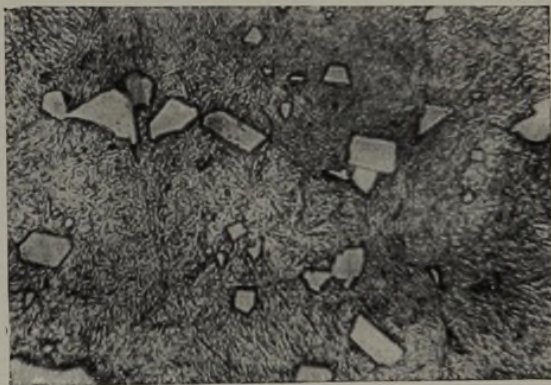


Abbildung 4. Wie Abb. 3, bei 600° 30 min angelassen.

× 1000

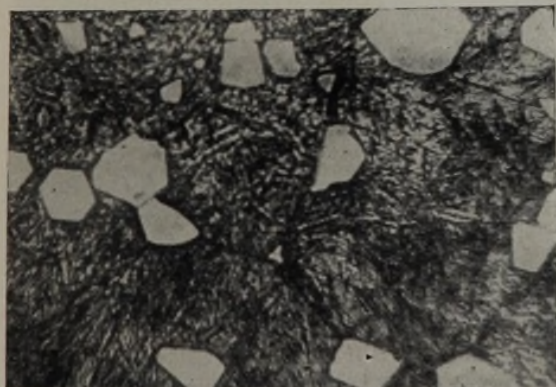


Abbildung 5. Wie Abb 3, bei 650° 30 min angelassen.

× 1000

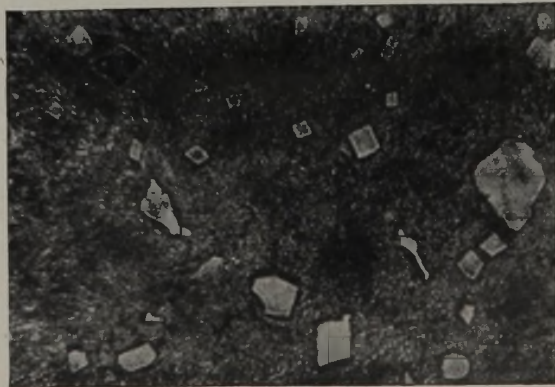


Abbildung 6. Wie Abb. 3, bei 700° 30 min angelassen.

× 500

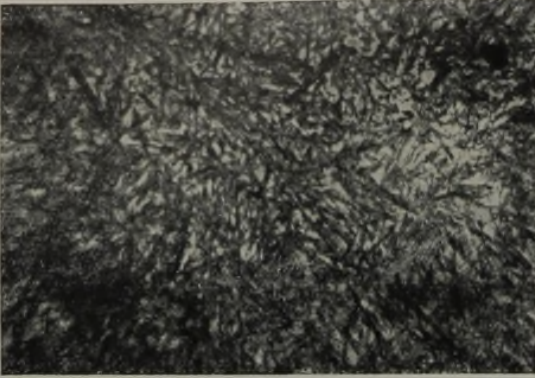


Abbildung 7. Stahl A von 1250° in Oel abgelöscht, bei 625° 30 min angelassen.

× 500

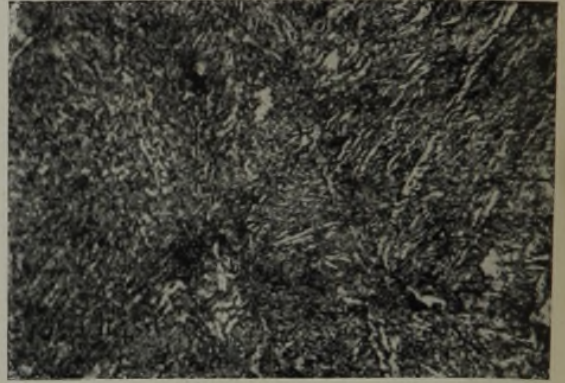


Abbildung 8. Stahl Mo 5 von 1280° in Oel abgelöscht, bei 600° 30 min angelassen.

× 500

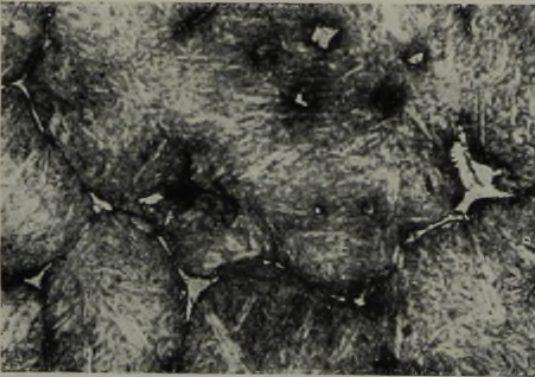


Abbildung 9. Stahl Mo 8 von 1280° in Oel abgelöscht, bei 600° 30 min angelassen.

× 1000

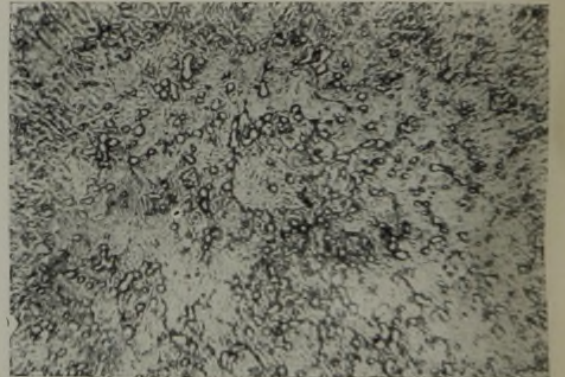


Abbildung 10. Stahl W 20 von 1280° in Oel abgelöscht, bei 650° 30 min angelassen.

× 500

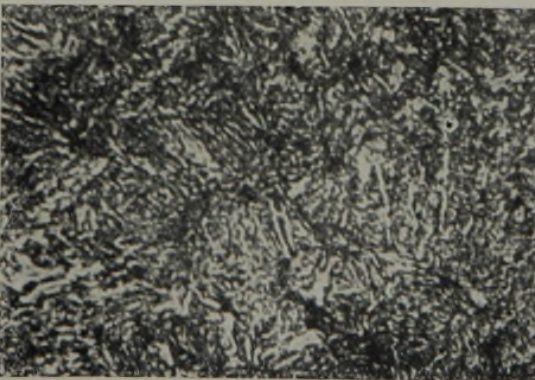


Abbildung 11. Stahl Cr 8 von 1250° in Oel abgelöscht, bei 650° 30 min angelassen.

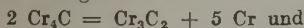
× 500



Abbildung 12. Stahl 14 C von 1050° in Salzwasser abgelöscht, bei 500° 30 min angelassen.

haupt keine besondere Theorie der Schnellarbeitsstähle geben soll.

Selbst die neuesten Arbeiten änderten hieran nichts, es versuchten Benedicks<sup>10)</sup> sowie Bain und Jeffries<sup>11)</sup> nur die alten Auffassungen röntgenographisch zu erweitern. Eine begründete Erklärung über die Wirkung des Wolframs und Chroms brachte jedoch keine dieser Arbeiten. Nach Taylor<sup>12)</sup> gibt ein Stahl ohne Chrom, selbst wenn ein angemessener Prozentsatz von Wolfram vorhanden ist, niemals einen Schnelldrehstahl. Da nach Gledhill<sup>13)</sup> das Chrom völlig durch Vanadin zu ersetzen ist, so ist es von vornherein schwer einzusehen, inwieweit der Einfluß des Chroms in der von Edwards und Kikkawa angenommenen Richtung liegen kann, die Löslichkeit des Wolframs zu erhöhen. Diese Annahme machen auch Bain und Grossmann<sup>14)</sup> zu der ihrigen, jedoch gleichfalls ohne sie weiter zu belegen. Archer und Jeffries<sup>15)</sup> hingegen übergehen neuerdings ganz die Wirkung des Chroms, und führen die Schnelldrehstahleigenschaften allein auf das Wolfram zurück. Honda und Murakami<sup>16)</sup> ihrerseits sehen das Wesen der Schnelldrehstähle in den beiden Gleichungen:



$3 Cr + 2 WC + 4 Fe = Cr_3C_2 + 2 Fe_2W$   
erbrachten aber leider weder den Nachweis des Bestehens der Ausgangsverbindung  $Cr_4C$  noch des Inlösunggehens der Zwischenverbindung  $Cr_3C_2$ .

### I. Probematerial und Ausführung der Hauptversuche.

Die Anlaßversuche von Scott erstreckten sich auf die Feststellung der Härte, der Dichte und der magnetischen Eigenschaften zweier Schnellarbeitsstähle mit 17,8 bzw. 17,6 % W, 3,5 und 3,4 % Cr, 0,74 und 0,73 % V und 0,77 bzw. 0,65 % C. Bei den vorliegenden Versuchen kamen Proben zweier Schnellarbeitsstahlsorten — eines niedrig- und eines

<sup>10)</sup> Tek. Tidskrift 54 (1924), Bergsvetenskap S. 25/7 u. S. 36/8.

<sup>11)</sup> Iron Age 112 (1923), S. 805/10.

<sup>12)</sup> Frederick Winslow Taylor: Ueber Dreharbeit und Werkzeugstähle. Autorisierte deutsche Ausg. von A. Wallichs (Berlin: Julius Springer 1920), S. 197 (§ 374 [1052]).

<sup>13)</sup> J. Iron Steel Inst. 66 (1904), S. 131.

<sup>14)</sup> Trans. Am. Soc. Steel Treat. 5 (1924), S. 430/42.

<sup>15)</sup> Zay Jeffries u. Robert S. Archer: The Science of Metals. London: McGraw Hill Book Company, Inc. 1924, S. 445/8.

<sup>16)</sup> Science Rep. Tohoku Univ. 9 (1920), S. 143/63.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Versuchsstähle sowie deren Härtungstemperatur.

| Versuchsstähle       | Bezeichnung          | C    | W     | Cr   | Mo   | V    | Härtung 1 | Härtung 2 |
|----------------------|----------------------|------|-------|------|------|------|-----------|-----------|
|                      |                      | %    | %     | %    | %    | %    | ° C       | ° C       |
| Schnellarbeitsstähle | A                    | 0,76 | 12,2  | 3,10 |      |      | 1100      | 1250      |
|                      | B                    | 0,68 | 18,1  | 3,00 |      | 0,52 |           | 1280      |
|                      | D <sup>1)</sup>      | 0,72 | 18,3  |      |      | 0,73 | 1150      |           |
| Kohlenstoffstähle    | 7 C                  | 0,71 |       |      |      |      | 780       | 1000      |
|                      | 14 C                 | 1,46 |       |      |      |      | 900       | 1050      |
| Wolframstähle        | W 5                  | 0,69 | 4,80  |      |      |      | 1150      | 1280      |
|                      | W 8                  | 0,60 | 8,50  |      |      |      | 1150      | 1280      |
|                      | W 9                  | 0,65 | 9,50  |      |      |      | 1150      | 1280      |
|                      | W 15                 | 0,65 | 15,30 |      |      |      | 1150      | 1280      |
|                      | W 20                 | 0,84 | 20,10 |      |      |      | 1150      | 1280      |
|                      | W 20 <sup>1)</sup>   | 0,75 | 20,80 |      |      |      |           |           |
| Chromstähle          | Cr 2,8               | 0,81 |       | 2,77 |      |      | 1000      | 1250      |
|                      | Cr 3,2 <sup>2)</sup> | 0,83 |       | 3,20 |      |      |           |           |
|                      | Cr 3,8 <sup>2)</sup> | 0,84 |       | 3,86 |      |      |           |           |
|                      | Cr 4,5 <sup>2)</sup> | 0,82 |       | 4,40 |      |      |           |           |
|                      | Cr 5                 | 0,52 |       | 4,73 |      |      | 1000      | 1250      |
|                      | Cr 8                 | 0,70 |       | 8,25 |      |      | 1000      | 1250      |
| Molybdänstähle       | Mo 5                 | 0,74 |       |      | 4,25 |      | 1100      | 1280      |
|                      | Mo 8                 | 0,66 |       |      | 7,50 |      | 1100      | 1280      |

<sup>1)</sup> Nur zu Schneidversuchen verwandt. <sup>2)</sup> Nur für Temperaturkurven verwandt.

hochlegierten — zur Untersuchung, sowie einer Reihe von Stählen derjenigen Legierungselemente, welche den Schnellarbeitsstahl bilden. Zum Vergleich wurden weiter Proben von Kohlenstoffstahl mit herangezogen. Zahlentafel 1 gibt die Zusammensetzung der untersuchten Stähle wieder. Der Kohlenstoffgehalt sämtlicher Stähle sollte 0,7 % betragen; derselbe wurde im Kruppischen 2-kg-Kryptolofen mit einer Abweichung von + 0,14 bis - 0,18 % getroffen. Neben dem Kohlenstoffstahl mit 0,71 % C wurde auch ein übereutektoider Stahl mit 1,45 % C verwandt, da die zur Untersuchung gelangten legierten Stähle alle übereutektoid waren. Die erschmolzenen 2-kg-Güsse hatten einen Durchmesser von 50 mm und wurden erst auf 15 mm  $\phi$ , hierauf zum größeren Teil auf 8 mm  $\phi$  ausgeschmiedet. Sämtliche Proben wurden bei 800° geglüht und langsam abgekühlt.

Um den Einfluß des  $\gamma$ -Eisens klar zum Ausdruck zu bringen, wurden die Proben der verschiedenen Stähle einmal bei niedriger, das andere Mal bei höherer Temperatur abgeschreckt. Die Abschrecktemperaturen sind aus Zahlentafel 1 ersichtlich. Zum Härten und Anlassen wurden die üblichen Salzbadern angewandt. Die Härtungen wurden da, wo Besonderes nicht gesagt ist, normal durchgeführt, d. h. die Proben wurden auf Temperatur gebracht, dort wenige Minuten gehalten und in der betreffenden Härteflüssigkeit abgelöscht. Als Härtemittel

Zahlentafel 2. Anlaßdauer der Versuchsstähle.

| Anlaßtemperatur | 15 mm $\phi$ Proben | Anlaßtemperatur | 6 mm $\phi$ Proben <sup>1)</sup> |
|-----------------|---------------------|-----------------|----------------------------------|
| bis 200°        | 2 st                | bis 250°        | 1 st                             |
| 200° bis 350°   | 1 st                | 250° bis 400°   | 45 min                           |
| 350° bis 450°   | 45 min              | 400° bis 700°   | 30 min                           |
| 450° bis 700°   | 30 min              |                 |                                  |

<sup>1)</sup> Aus den 8 mm  $\phi$  geschmiedeten Proben gedreht

wurde für Kohlenstoffstähle Salzwasser, für alle übrigen Stähle Öl verwendet. Die Anlaßdauer ergibt sich aus Zahlentafel 2. Die 15-mm- $\Phi$ -Proben wurden nach jeder Anlaßtemperatur angeschliffen, um eine gegebenenfalls eingetretene Entkohlung zu entfernen, worauf jeweilig die Kugeldruckhärte mit der 5-mm-Kugel und 750 kg Belastung bestimmt wurde. Die auf 8 mm ausgeschmiedeten und auf 6 mm abgedrehten Stäbe wurden bei einer Länge von 280 mm sowohl für elektrische Widerstandsmessungen nach dem von Stäblein<sup>17)</sup> veröffentlichten Verfahren als auch für magnetische Messungen mit dem Koepselapparat benutzt. Im Laufe der Untersuchung zeigte es sich dann, daß die Versuche noch weiter ausgedehnt werden mußten. Es wurden Schneidversuche sowie Fallhärtebestimmungen mit dem Wüst-und-Bardenheuerschen Apparat<sup>18)</sup> ausgeführt. Weiter wurden Anlaßkurven mittels des Doppelgalvanometers sowie des Stäbleinschen Ausdehnungsapparates<sup>19)</sup> aufgenommen.

II. Ergebnisse der Hauptversuche.

A) Kugeldruckhärte und Gefüge.

Die Ergebnisse der Härtemessungen sind in Abb. 1 zusammengestellt. Die angegebenen Härten bilden das Mittel aus mindestens vier Bestimmungen für jede Härte und Anlaßtemperatur. Die Härtekurven der beiden Schnellarbeitsstähle A und B bestätigen die bekannte Tatsache, daß die niedrig bei 1100 bzw. 1150° abgeschreckten Proben das Ansteigen der Härte oder die Sekundärhärte der bei 1250 bzw. 1280° abgeschreckten Proben nicht zeigen. Wie die hochabgeschreckten Proben der beiden Schnellarbeitsstähle verhalten sich außer den hochabgeschreckten Proben des über-eutektoiden Kohlenstoffstahls 14 C noch die hochabgelöschten Proben des Wolframstahls W 20 und die des Chromstahls Cr 8, während die Proben der Molybdänstähle in beiden Ablöschzuständen die Steigerung der Härte zeigen. Das Auftreten der Härtesteigerung beim Anlassen wird allgemein mit der Umwandlung des in abgeschrecktem Stahl vorhandenen  $\gamma$ -Eisens in Verbindung gebracht.

Ein Verfahren, um den Nachweis von geringen Mengen  $\gamma$ -Eisen im Stahl zu erbringen, besitzen wir nicht; größere Mengen lassen sich durch die Eigenschaftsänderungen nachweisen, welche  $\gamma$ -haltige

Stähle durch Eintauchen in flüssige Luft zeigen. Die Feingefügeuntersuchung führt in den meisten Fällen nicht zum Ziel, da bis jetzt kein Reagens auf Austenit bekannt ist. Trotz diesem wurde die Gefügeuntersuchung der verschiedenen Stahlproben

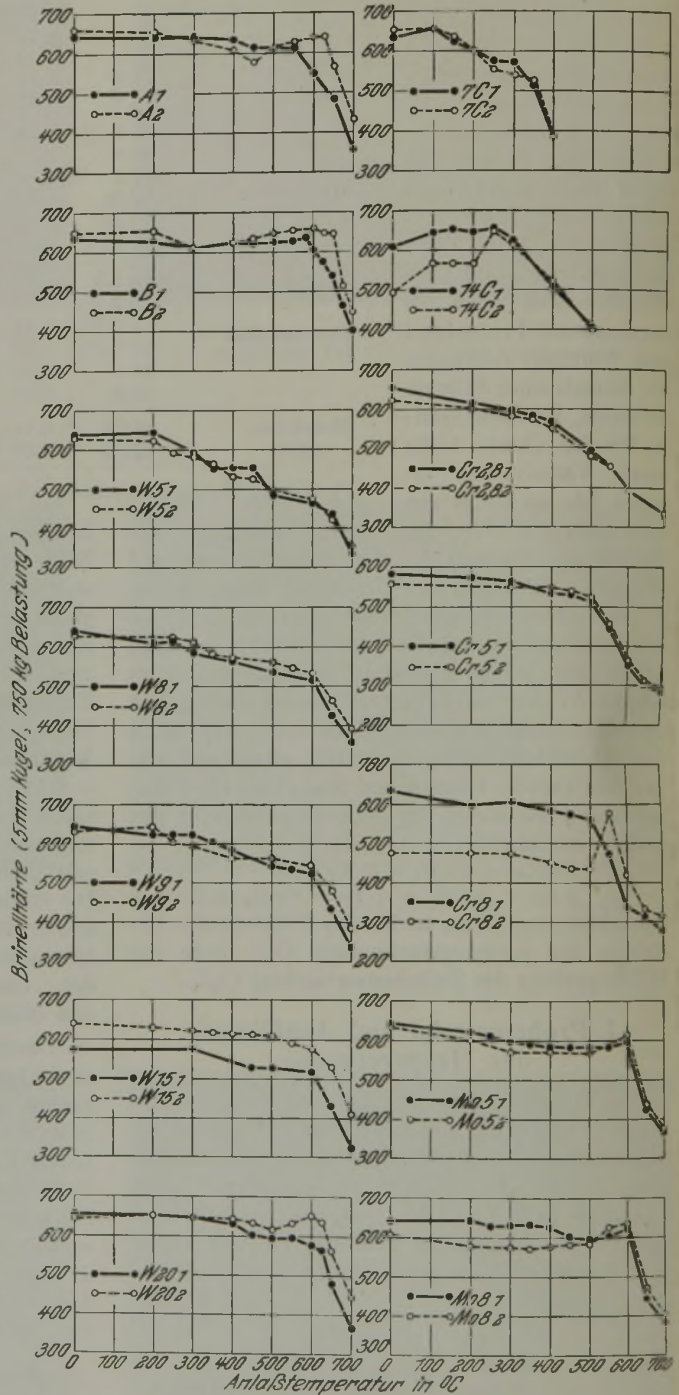


Abbildung 1. Abhängigkeit der Brinellhärte von der Anlaßtemperatur.

<sup>17)</sup> Z. Phys. 20 (1923), S. 209/28.

<sup>18)</sup> Siehe Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 1 (1920), S. 4.

<sup>19)</sup> Eine Veröffentlichung hierüber erscheint demnächst in dieser Zeitschrift.

vorgenommen und in einer tabellarischen Beschreibung des Gefüges, wie sich dasselbe bei 500 $\times$ Vergrößerung ergab, zusammengestellt (Zahlentafel 3). Aus derselben ist ersichtlich, daß innerhalb einer

Zahlentafel 3. Zusammenstellung der Härtungsgefüge.

| Stahl  | Härtung 1 (niedere Temperatur)                          | Härtung 2 (höhere Temperatur)  |
|--------|---|--|
|        | Gefüge  | Gefüge   |
| A      | Karbidknötchen in strukturloser Grundmasse.             | Dünn- und langnadliger, dunkler Martensit in kornartiger Anordnung, hellere martensitische Grundmasse.   |
| B      | Karbidknötchen in strukturloser dunklerer Grundmasse.   | Feinkornartige Anordnung des Gefüges in dunkler Färbung mit Karbid.  |
| 14 C   | Martensit mit Karbid in kornartiger Anordnung.          | Hell- und grobnadliger Martensit in dunkler Grundmasse.  |
| W 5    | Grob- und langnadliger Martensit, hellere Grundmasse.   | Grob- und langnadliger, dunkler Martensit in hellerer Grundmasse.  |
| W 9    | Hardenitische Grundmasse mit Troostit und Karbid.       | Grob- und weniger langnadliger, dunkler Martensit in hellerer Grundmasse und Karbid.   |
| W 15   | Hardenitische Grundmasse mit Troostit und Karbid.       | Grob- und noch weniger langnadliger, dunkler Martensit in hellerer Grundmasse und Karbid.  |
| W 20   | Karbidknötchen in strukturloser Grundmasse.             | Sehr feinkornartige Ausbildung des Gefüges mit Karbid.   |
| Cr 2,8 | Martensitisches Gefüge in kornartiger Anordnung.        | Dünn- und langnadliger, heller Martensit in grobkornartiger Anordnung mit dunklen Martensitnadeln.   |
| Cr 5   | Troostitisches Gefüge in kornartiger Anordnung.         | Kurz- und grobnadliger, dunkler Martensit in grobkornartiger Anordnung, hellere martensitische Grundmasse.   |
| Cr 8   | Hardenitisches Gefüge.                                  | Weniger grobkornartige Ausbildung der Grundmasse mit Martensit.  |
| Mo 5   | Dunkler, grobnadliger Martensit in hellerer Grundmasse. | Lang- und grobnadliger, dunkler Martensit in feimartensitischer Grundmasse.  |
| Mo 8   | Troostitähnliche Grundmasse mit Karbid.                 | Kornartige Anordnung der helleren Grundmasse mit martensitähnlichem Troostit innerhalb der Körner und mit Troostit und Karbid innerhalb der Korngrenzen. |

Legierungsreihe die Ueberhitzungserscheinungen an den hochabgelöschten Proben mit steigendem Gehalt des Legierungsmetalls etwas verringert werden, insbesondere war dies beim Wolfram der Fall. Irgendwelche Merkmale in bezug auf das Vorhandensein von  $\gamma$ -Eisen waren, außer bei dem Kohlenstoffstahl, hingegen nicht vorhanden. Nach der üblichen Annahme müßten aber die Feingefüge des Schnellarbeitstahls B und des hochlegierten Wolframstahls W 20 wegen der kornartigen Anordnung der scheinbar strukturlosen Grundmasse als aus Austenit bestehend angesprochen werden. Die bekannte starke Magnetisierbarkeit dieser Stähle weist jedoch auf überwiegenden  $\alpha$ -Charakter derselben hin. Hiermit in Uebereinstimmung konnte im vorliegenden Fall gezeigt werden, daß die Grundmasse nicht strukturlos ist, denn nach Aetzung mittels 10prozentiger alkoholischer Salzsäure und bei 1000facher Vergrößerung zeigen beide Stähle ganz deutlich martensitisches Grundgefüge (Abb. 1 und 2, Tafel 2). Selbst nach einem einstündigen Verweilen auf Abschrecktemperatur (1280°) läßt sich auf diese Weise die martensitische Struktur der Grundmasse des hochlegierten Schnellarbeitstahls deutlich zeigen (Abb. 3, Tafel 2). Dies ist auch in Uebereinstimmung mit der Aufnahme einer bei 1300° gehärteten Probe eines Stahls mit 18 % W und 0,4 % V, welche Oertel und Pölguter<sup>20)</sup> kürzlich veröffentlichten. Beim Anlassen ätzen sich die Proben mit steigender Anlaßtemperatur leichter (Abb. 4 und 5, Tafel 2), bis

bei 700° auch der Martensit des Schnellarbeitstahls B in Troostit bzw. Osmondit umgewandelt ist (Abb. 6, Tafel 2). Es kann nun nicht als ein Zeichen von vorhandenem  $\gamma$ -Eisen angesehen werden, wenn die hochabgelöschten Proben der legierten Stähle noch bei Anlaßtemperaturen Martensit zeigen, bei welchen die niedrigabgelöschten Proben dies nicht tun; denn alle Sonderstähle zeigen diese Eigenschaft, vorausgesetzt, daß sie von vornherein martensitisches Härtungsgefüge besitzen. Bei Stählen mit 0,4—0,5 % C und 1,76—1,80 % Cr konnten Maurer und Hohage<sup>21)</sup> nach Ablöschchen bei 850—900° noch bei einer Anlaßtemperatur von 600° deutliches martensitisches Gefüge feststellen; erst bei 700° Anlaßtemperatur wurde das Gefüge strukturlos.

Das in den untersuchten Stählen noch bei hohen Anlaßtemperaturen vorhandene martensitische Gefüge steht in keinem unmittelbaren Zusammenhang mit der Härtesteigerung oder Sekundärhärte. Bei den beiden Schnellarbeitstählen (Abb. 5 und 7, Tafel 2) sowie bei den beiden Molybdänstählen (Abb. 8 und 9, Tafel 2) ist das Schlibbild bei der Anlaßtemperatur des Härtemaximums noch martensitisch; bei dem hochlegierten Wolframstahl W 20 (Abb. 10, Tafel 2) ist dies bei einer um 50°, bei dem hochlegierten Chromstahl Cr 8 (Abb. 11, Tafel 2) bei einer um 100° und bei dem Kohlenstoffstahl 14 C (Abb. 12, Tafel 2) sogar bei einer um 250° über dem Härtemaximum liegenden Temperatur noch der Fall. Durch eine weitere Besonderheit zeichnet sich der Kohlenstoffstahl wenigstens gegenüber den wolfram- und chromlegierten Stählen aus, denn während bei

<sup>20)</sup> St. u. E. 44 (1924), S. 1165/9. Weiter siehe hierzu: Hoyt, Disk. zur Arbeit von Bain; Trans. Am. Soc. Steel Treat. 5 (1924), S. 103/4.

<sup>21)</sup> Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 2 (1921), S. 101/2.

diesen bei gleicher Anlaßtemperatur die Sekundärhärte erheblich über der Härte der niedrigabgelöschten Proben liegt, reicht sie bei Kohlenstoffstahl nur an diese heran. Bei den Molybdänstählen ist

**B) Magnetische Messungen.**  
Die Ergebnisse der magnetischen Messungen sind in den Abb. 2 bis 4 zusammengestellt. Aus Abb. 2 sind die Remanenzkurven der verschiedenen Stahllegierungen ersichtlich. Im Gegensatz zu dem früheren, mittels magnetometrischer Messungen erhaltenen Befund von Maurer<sup>5)</sup> zeigt die jetzige mit dem Koepselapparat aufgenommene Remanenzkurve des austenithaltigen Kohlenstoffstahls 14 C bei 150—200° keine Störung, sondern es verlaufen die vier Kurven der beiden Kohlenstoffstähle qualitativ gleich. Sie sind der früheren Kurve Maurers ähnlich, wie er dieselbe für homogenen Austenit in seinem bekannten Manganstahl mit 1,9 % C und 2,2 % Mn erhalten hat. Sowohl  $\gamma$ -Eisen wie gelöster Kohlenstoff wirken remanenzerniedrigend. An Hand der erhaltenen Kurven ist die Wirkung beider aber nicht zu trennen. Entsprechend dem Beginn der Härtesteigerung bei 200° fangen die Kurven insbesondere des Stahls 14 C bei etwa derselben Anlaßtemperatur plötzlich zu steigen an. Von 250° an, der Temperatur des erreichten Härtemaximums, neigen sie dann nach rechts ab.

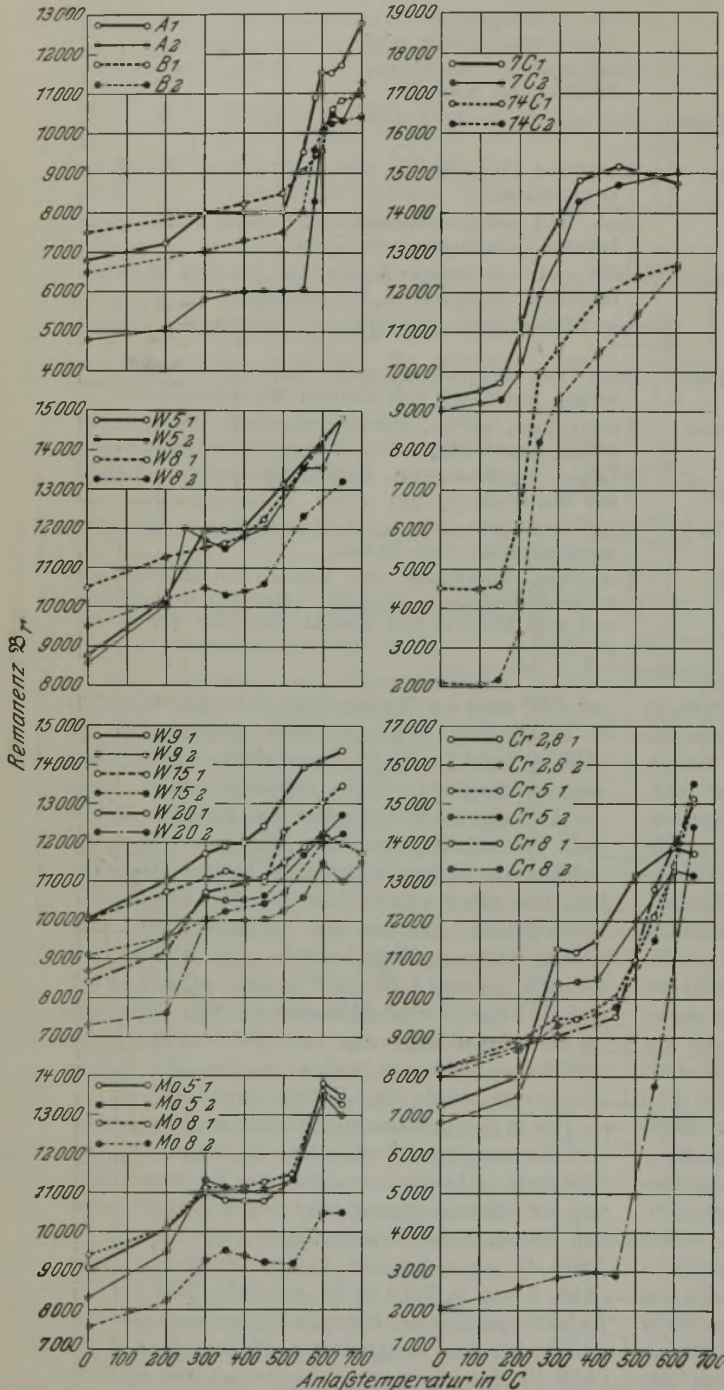


Abbildung 2. Abhängigkeit der Remanenz  $B_r$  von der Anlaßtemperatur.

zwischen beiden ein kaum nennenswerter Unterschied vorhanden.

Aus dem Vorhergehenden ergibt sich mithin, daß, ähnlich wie bei reinem Kohlenstoffstahl, der Härteverlauf der untersuchten Stahllegierungen aus dem Feingefüge nicht erklärt werden kann.

anderen Chromstähle verlaufen nach dem Schema A B C der Kurve der Schnellarbeitsstähle, nur daß der Punkt B bei ihnen bereits bei 450° liegt.

Neben der Remanenz wurden noch Induktion und Koerzitivkraft bestimmt. Zwischen den Remanenz- und Induktionskurven (Abb. 3) besteht in

Bei den Schnellarbeitsstählen liegt auch unabhängig von dem Legierungsgrad und von der Ablöschtemperatur der plötzliche Anstieg bei 500—550°. Bei der Temperatur, welche dem Härtemaximum entspricht (625—650°), sind sie bereits nach rechts abgebogen.

Betrachtet man nun die Remanenzkurven der Kohlenstoffstähle und der Schnellarbeitsstähle als Grenzkurven (Abb. 5), so läßt sich der schematische Verlauf der zwischen den beiden Grenzkurven liegenden Kurven etwa in der angegebenen Weise nach A E F C veranschaulichen. Diesen Verlauf nehmen in der besten Weise die Remanenzkurven der Molybdänstähle hoher und niedriger Abschrecktemperatur. Bei ihnen liegt der erste raschere Anstieg bei A = 200° und endet bei E = 300 bis 350°. Der zweite Anstieg F liegt bei 500 und endet bei 600°. Etwas weniger schön nehmen den angegebenen Verlauf die Wolframstahllkurven, bei ihnen ist E = 250—300° und F = 400—450°. Denselben Verlauf nehmen weiter die beiden Kurven des niedrigst legierten Chromstahls, bei welchen E = 300° und F = 400° ist. Die Kurven der

der Art des Kurvenverlaufs praktisch kein Unterschied. Die hervorragenden Punkte in den Kurven treten sogar noch teilweise schärfer — wie bei den Kohlenstoffstählen — hervor. Es ist ersichtlich, daß letztere jetzt den in der Skizze schematisch angegebenen Verlauf der Kohlenstoffstähle mit  $A = 200$  und  $D = 300^\circ$  nehmen. Auch bei den Chromstählen ist eine reinliche Trennung dahin eingetreten, daß je nach dem Chromgehalt einer der drei in der Skizze schematisch angeführten Kurvenzüge zur Ausbildung gelangt.

über die Abnahme der Härtungskohle zu gestatten, deren Maßstab ja bekanntlich der elektrische Widerstand ist.

Die Kurven der Koerzitivkräfte (Abb. 4) verlaufen den Remanenz- und Induktionskurven etwa spiegelbildlich. Auch hier liegt bei den Kohlenstoff-, Wolfram- und Molybdänstählen und den niedrigst legierten Chromstählen der erste Abfall in der Kurve vor  $300^\circ$ . Den zweiten Abfall vor  $600^\circ$  zeigen schwach die Wolframstähle, deutlicher die Molybdänstähle und stark die Schnellarbeitsstähle. Wie letztere verhalten sich etwa die mittellegierten Chromstähle sowie der niedriggehärtete Chromstahl Cr 8, nur daß der Abfall bereits  $100^\circ$  früher, d. h. bei  $450^\circ$  eintritt. Der hochgehärtete Chromstahl Cr 8 zeigt vor dem endgültigen Abfall bei  $500^\circ$  noch von  $200^\circ$  an einen starken Buckel, der mit der in diesem Stahl vorhandenen größeren Menge  $\gamma$ -Eisen — auch die erhebliche Härtesteigerung bei Eintritt der Sekundärhärte wies hierauf hin — in Zusammenhang zu bringen ist. Durch die gleiche Ursache ist das Maximum bei  $575^\circ$  in der Kurve des Schnellarbeitsstahls A bedingt, das gleichfalls Scott bei  $600^\circ$  feststellte. Unabhängig hiervon ist das Maximum in der Kohlenstoffstahlkurve bei  $500^\circ$ .

Bezeichnet man nun den Abfall vor  $300^\circ$  mit Hauptstörung I und den Abfall vor  $600^\circ$  mit Hauptstörung II, so ergibt sich unter Berücksichtigung sämtlicher magnetischer Kurven die Zusammenstellung der Zahlentafel 4, auf welche weiter unten nochmals des näheren eingegangen werden wird.

**C) Elektrische Widerstandsmessungen.**

Die Ergebnisse der Messungen des spezifischen elektrischen Widerstandes sind in Zahlentafel 5 wiedergegeben; schaubildlich sind jedoch die durch das Anlassen bewirkten prozentualen Abnahmen des elektrischen Widerstandes in Abb. 6 aufgetragen, um eine bessere gemeinsame Uebersicht

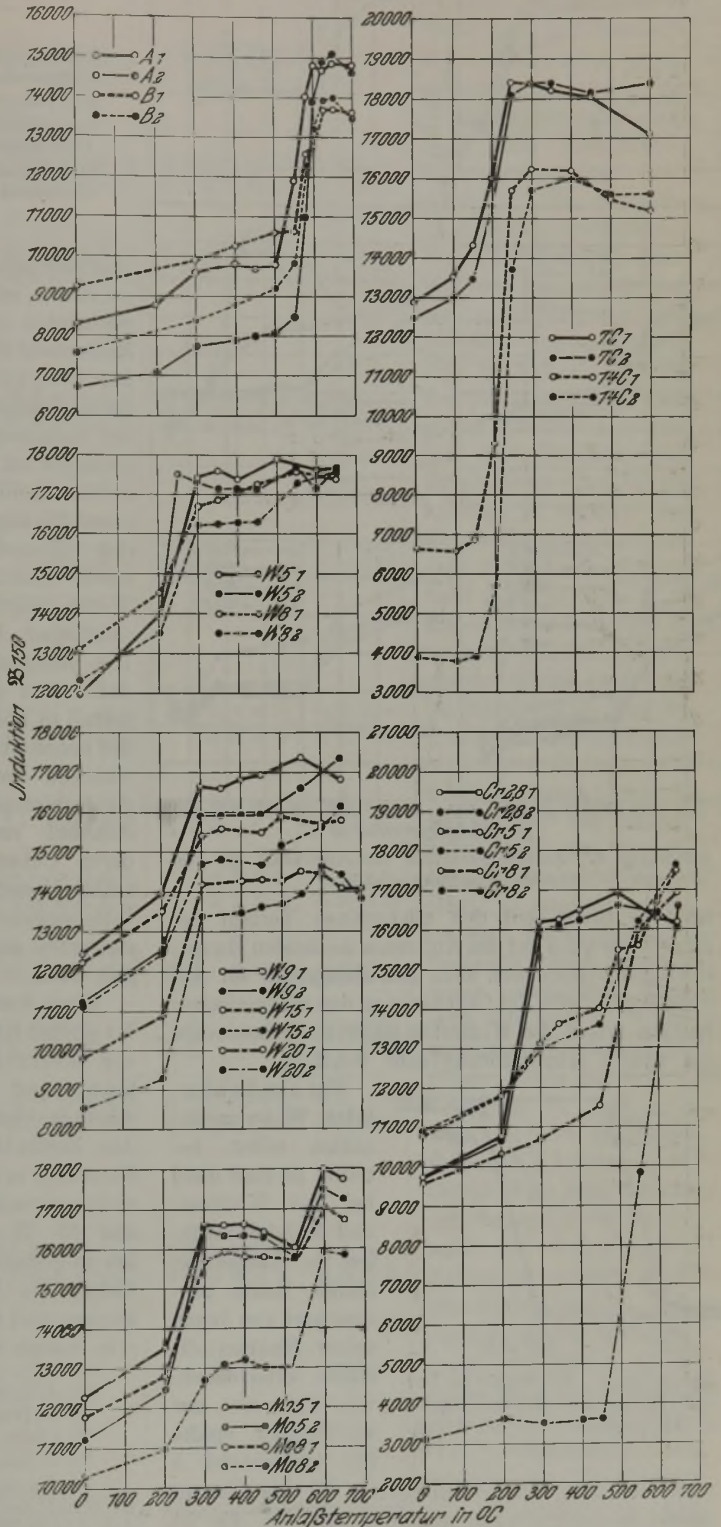


Abbildung 3. Abhängigkeit der Induktion  $B_{150}$  von der Anlaßtemperatur.

Die Kurven ähneln im großen und ganzen den Kurven der Koerzitivkraft. Die bei den magnetischen Kurven angestellten Ueberlegungen, so-

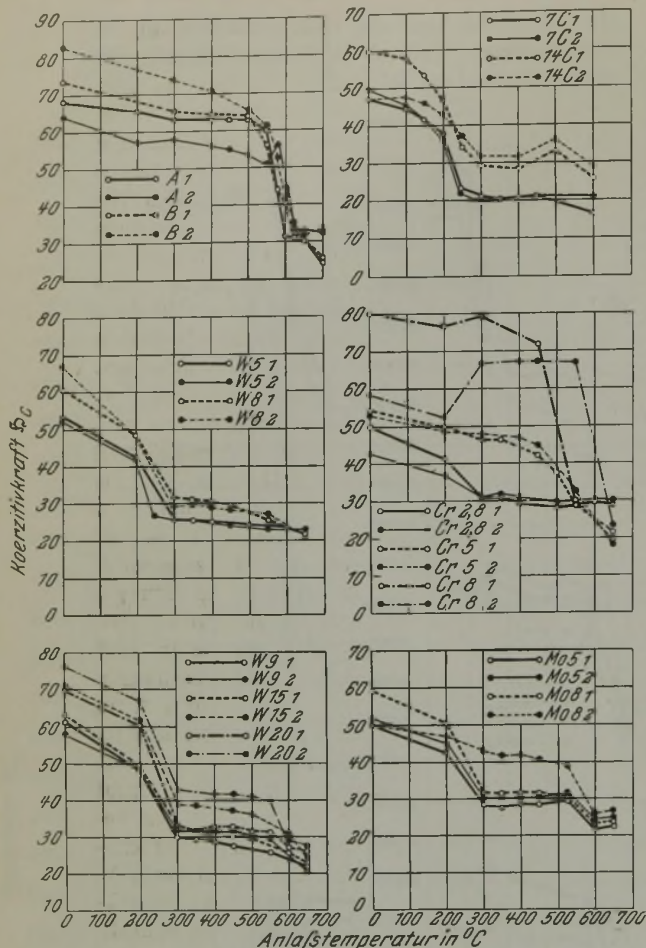


Abbildung 4. Abhängigkeit der Koerzitivkraft  $H_c$  von der Anlaßtemperatur.

wohl in bezug auf den allgemeinen Verlauf der Kurven als auch auf das Auftreten der beiden Hauptstörungen, lassen sich auch hier sinngemäß zur Anwendung bringen. Im Gegensatz zu den magnetischen Kurven zeigen die Widerstandskurven insbesondere die zweite Hauptstörung sehr deutlich.

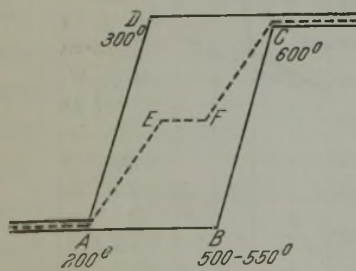


Abbildung 5. Schematische Darstellung der magnetischen Kurven in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

Was nun die absoluten Widerstandszahlen selbst betrifft, so sind diese bei den Wolfram- und Molybdänstählen im Ausglühzustande kaum nennenswert von denen reiner Kohlenstoffstähle verschieden, wie dies aus der viertletzten Spalte der Zahlentafel 5 ersichtlich ist. Die Ausglühwerte für die Chromstähle hingegen liegen erheblich höher. Es ist hieraus zu schließen, daß das Chrom hauptsächlich in die Grundmasse als feste Lösung eingeht, das Wolfram und Molybdän hingegen nicht. Es deuten auch die hohen Widerstände der Schnellarbeitsstähle im Gegensatz zu den niederen der reinen

Zahlentafel 4. Auftreten von Störungen in den magnetischen Kurven.

| Hauptstörung I erledigt bei 300° | Hauptstörung II erledigt bei 600° |
|----------------------------------|-----------------------------------|
| —                                | Schnellarbeitsstähle              |
| Kohlenstoffstähle                | —                                 |
| Wolframstähle                    | Wolframstähle                     |
| Molybdänstähle                   | Molybdänstähle                    |
| Niedriglegierte Chromstähle      | ?                                 |
| Mittellegierte Chromstähle       | Mittellegierte Chromstähle        |
| —                                | Hochlegierte Chromstähle          |

Wolframstähle darauf hin, daß bei ihnen das Chrom zu einem erheblichen Anteile in der Grundmasse vorhanden sein muß. Die drittletzte Spalte der Zahlentafel 5 enthält weiter die durch das Abschrecken bewirkte Widerstandserhöhung und die zweitletzte Spalte den errechneten Wert hierzu, unter der Voraussetzung, daß sämtliche Kohle in Lösung gegangen ist. Als Widerstandserhöhung durch 1 % gelöste Kohle wurde die Benedickssche Zahl 26,8 (rund 27) angenommen. Die letzte Spalte gibt dann den Unterschied zwischen gefundener und errechneter Widerstandserhöhung an. Die negativen Werte zeigen, daß bei dem Abschrecken nicht sämtlicher Kohlenstoff in Lösung gegangen ist. Die positiven Werte ihrerseits weisen darauf hin, daß neben der Kohle auch noch das Legierungsmetall in Lösung ging, so das Chrom, aber auch bei den hohen Ablöschtemperaturen (1280°) das Wolfram, während das Molybdän schon bei der niedrigen Ablöschtemperatur (1100°) sich zu lösen begann. Aehnlich verhalten sich die Schnellarbeitsstähle, deren Ueberschußwerte die der reinen Wolframstähle übersteigen, was aber sowohl durch weiteres Inlösunggehen des Chroms als auch durch gesteigertes Inlösunggehen des Wolframs veranlaßt sein kann.

Diese Ausführungen lassen sich an Hand der von Heyn und Bauer<sup>22)</sup>, von Arnold und Ibbotson<sup>23)</sup>, von Weitzenkorn<sup>24)</sup> und neuerdings von Grossmann und Bain<sup>25)</sup> an Schnellarbeitsstählen gemachten chemischen Untersuchungen nachprüfen. Aus Zahlentafel 6, welche die von den genannten Forschern erhaltenen chemischen Ergebnisse mit der entsprechenden Auswertung enthält, ergibt sich, daß 40—72 % des zulegierten Chroms von vornherein gelöst in der Grundmasse vorhanden sind; die Menge des Wolframs scheint bis 8 % gehen zu können und die des Vanadins, wenn von dem einen sehr hohen Wert abgesehen wird, bis zu 3,5 %<sup>26)</sup>.

<sup>22)</sup> J. Iron Steel Inst. 79 (1909), S. 109/41, bes. S. 154.

<sup>23)</sup> J. Iron Steel Inst. 99 (1919), S. 411.

<sup>24)</sup> Chem. Met. Engg. 26 (1922), S. 504/8.

<sup>25)</sup> J. Iron Steel Inst. 110 (1924), S. 250/72.

<sup>26)</sup> Im hochabgeschreckten Zustand errechnet sich an Hand der Feststellungen von Grossmann und Bain, daß das Wolfram bis zu etwa 45 %, das Chrom bis zu etwa 80 %, das Vanadin bis zu etwa 55 % und der Kohlenstoff bis zu 35 % in Lösung gehen. Aus den Widerstandszahlen der gehärteten Proben lassen sich diese Verhältnisse zur Zeit noch nicht quantitativ ableiten, da wir physikalisch in dieser Auswertung noch zurück sind.



Zahlentafel 5. Spezifischer Widerstand in Mikrohm/cm<sup>2</sup>.

| Stahl               | Gehärtet | Anlaßtemperatur in °C |      |      |      |                    |      |      |                    |      |      |      |      | Geglüht bei 800* | Δ <sub>1</sub> gefunden | Δ <sub>2</sub> berechnet | Δ <sub>1</sub> - Δ <sub>2</sub> Unterschied |      |      |      |
|---------------------|----------|-----------------------|------|------|------|--------------------|------|------|--------------------|------|------|------|------|------------------|-------------------------|--------------------------|---|------|------|------|
|                     |          | 100°                  | 150° | 200° | 250° | 300°               | 350° | 400° | 450°               | 500° | 550° | 580° | 600° |                  |                         |                          |   | 625° | 650° | 700° |
|                     |          | A <sub>1</sub>        | 61,0 | 55,6 | 53,3 | 52,0               | 50,7 | 48,8 | 45,5               | 41,8 | 37,9 | 36,5 | 34,3 |                  |                         |                          |   | 32,4 | 32,5 | 28,6 |
| A <sub>2</sub>      | 66,0     | 61,0                  | 58,9 | 57,8 | 56,5 | 54,4               | 50,5 | 48,4 | 39,9               | 36,9 | 34,6 | 32,6 | 32,5 | 33,5             | 19,2                    | 14,3                     |   |      |      |      |
| B <sub>1</sub>      | 61,1     | 56,3                  | 56,3 | 53,7 | 51,9 | 49,3               | 44,4 | 42,5 | 42,5               | 41,3 | 40,1 | 36,7 | 35,8 | 25,3             | 18,4                    | 6,9                      |   |      |      |      |
| B <sub>2</sub>      | 66,9     | 60,8                  | 60,8 | 59,3 | 57,3 | 52,6               | 47,9 | 45,1 | 41,7               | 40,3 | 36,6 | 35,8 | 35,8 | 31,1             | 18,4                    | 12,7                     |   |      |      |      |
| 7 C <sub>1</sub>    | 29,0     | 27,3                  | 22,6 | 20,4 | 17,5 | 17,2               |      |      | 17,2               |      |      |      | 18,9 | 11,8             | 19,2                    | 7,4                      |   |      |      |      |
| 7 C <sub>2</sub>    | 27,3     | 26,5                  | 23,3 | 20,5 | 17,6 | 17,4               |      |      | 24,6               |      |      |      | 18,9 | 9,9              | 19,2                    | 9,3                      |   |      |      |      |
| 14 C <sub>1</sub>   | 49,9     | 46,1                  | 34,7 | 28,1 | 26,7 | 24,9               |      |      | 24,6               |      |      |      | 23,3 | 26,6             | 39,1                    | 12,5                     |   |      |      |      |
| 14 C <sub>2</sub>   | 52,9     | 48,8                  | 37,9 | 28,4 | 26,6 | 24,7               |      |      | 24,5               |      |      |      | 23,3 | 29,6             | 39,1                    | 9,5                      |   |      |      |      |
| W 5 <sub>1</sub>    | 35,8     | 28,8                  | 25,3 | 26,2 | 26,0 | 25,2               |      |      | 25,2               |      |      |      | 18,4 | 17,4             | 18,6                    | 1,2                      |   |      |      |      |
| W 5 <sub>2</sub>    | 36,6     | 30,8                  | 27,4 | 26,8 | 25,2 | 24,9               |      |      | 24,9               |      |      |      | 18,4 | 18,2             | 18,6                    | 0,4                      |   |      |      |      |
| W 8 <sub>1</sub>    | 36,1     | 32,0                  | 29,2 | 28,7 | 26,3 | 26,3               |      |      | 26,3               |      |      |      | 18,3 | 17,8             | 16,2                    | 1,6                      |   |      |      |      |
| W 8 <sub>2</sub>    | 35,6     | 32,0                  | 32,5 | 32,0 | 29,6 | 29,2               |      |      | 28,9               |      |      |      | 18,3 | 21,8             | 16,2                    | 5,6                      |   |      |      |      |
| W 9 <sub>1</sub>    | 37,5     | 32,2                  | 28,8 | 28,2 | 25,9 | 25,9               |      |      | 25,8               |      |      |      | 17,8 | 19,7             | 17,6                    | 2,1                      |   |      |      |      |
| W 9 <sub>2</sub>    | 37,4     | 37,4                  | 33,6 | 33,0 | 30,5 | 30,1               |      |      | 29,5               |      |      |      | 17,8 | 26,8             | 17,6                    | 9,2                      |   |      |      |      |
| W 15 <sub>1</sub>   | 36,4     | 32,5                  | 30,1 | 31,3 | 30,9 | 30,8               |      |      | 30,8               |      |      |      | 19,2 | 17,2             | 17,6                    | 0,4                      |   |      |      |      |
| W 15 <sub>2</sub>   | 45,9     | 40,6                  | 37,2 | 38,9 | 38,0 | 36,8               |      |      | 38,0               |      |      |      | 19,2 | 26,7             | 17,6                    | 9,1                      |   |      |      |      |
| W 20 <sub>1</sub>   | 44,9     | 41,2                  | 36,3 | 34,9 | 34,1 | 34,1               |      |      | 34,9               |      |      |      | 23,4 | 21,5             | 22,4                    | 0,9                      |   |      |      |      |
| W 20 <sub>2</sub>   | 54,7     | 48,1                  | 43,5 | 42,5 | 41,6 | 40,5               |      |      | 40,5               |      |      |      | 23,4 | 31,3             | 22,4                    | 8,9                      |   |      |      |      |
| Cr 2,8 <sub>1</sub> | 48,7     | 39,8                  | 34,9 | 34,1 | 33,5 | 31,1               |      |      | 31,1               |      |      |      | 21,3 | 27,4             | 21,9                    | 5,5                      |   |      |      |      |
| Cr 2,8 <sub>2</sub> | 48,7     | 41,0                  | 36,3 | 35,6 | 34,9 | 32,8               |      |      | 32,8               |      |      |      | 21,3 | 27,4             | 21,9                    | 5,5                      |   |      |      |      |
| Cr 5 <sub>1</sub>   | 53,0     | 44,4                  | 42,5 | 42,5 | 42,4 | 39,9               |      |      | 39,9               |      |      |      | 27,1 | 25,9             | 14,0                    | 11,9                     |   |      |      |      |
| Cr 5 <sub>2</sub>   | 52,2     | 47,8                  | 45,5 | 44,2 | 40,4 | 36,0               |      |      | 36,0               |      |      |      | 27,1 | 25,1             | 14,0                    | 11,1                     |   |      |      |      |
| Cr 8 <sub>1</sub>   | 59,4     | 50,8                  | 49,2 | 48,8 | 48,8 | 40,8               |      |      | 40,8               |      |      |      | 36,7 | 22,7             | 18,9                    | 3,8                      |   |      |      |      |
| Cr 8 <sub>2</sub>   | 62,4     | 61,7                  | 59,8 | 59,0 | 54,7 | 48,2               |      |      | 48,2               |      |      |      | 36,7 | 25,7             | 18,9                    | 6,8                      |   |      |      |      |
| Mo 5 <sub>2</sub>   | 47,1     | 38,7                  | 34,7 | 34,0 | 30,5 | 28,8 <sup>1)</sup> |      |      | 28,8 <sup>1)</sup> |      |      |      | 17,6 | 29,5             | 20,0                    | 9,5                      |   |      |      |      |
| Mo 5 <sub>1</sub>   | 42,2     | 36,1                  | 32,5 | 32,2 | 29,8 | 29,3 <sup>1)</sup> |      |      | 29,3 <sup>1)</sup> |      |      |      | 17,6 | 24,6             | 20,0                    | 4,6                      |   |      |      |      |
| Mo 8 <sub>1</sub>   | 45,5     | 39,2                  | 35,5 | 34,9 | 32,3 | 31,1               |      |      | 31,1               |      |      |      | 19,9 | 25,6             | 17,8                    | 7,8                      |   |      |      |      |
| Mo 8 <sub>2</sub>   | 53,7     | 46,4                  | 43,2 | 42,3 | 39,2 | 36,6 <sup>1)</sup> |      |      | 36,6 <sup>1)</sup> |      |      |      | 19,9 | 33,8             | 17,8                    | 16,0                     |   |      |      |      |

Neben dieser qualitativen Uebereinstimmung ist jedoch zwischen den chemischen Ergebnissen von Grossmann und Bain und den vorliegenden physikalischen, d. h. den Widerstandsmessungen, auch noch eine quantitative Uebereinstimmung vorhanden. Die Abnahme des in Lösung befindlichen Wolframs läßt sich nämlich auch prozentual darstellen, ähnlich den spezifischen Widerständen in Abb. 6. Nur erscheint die von Grossmann und Bain gewählte Anlaßtemperatur von 592° als zu niedrig, um als Endtemperatur genommen zu werden. Bei dieser Temperatur sind nach ihren Feststellungen noch 1,41 Atom% W in Lösung gegenüber 2,77 im hochabgeschreckten Zustande (1260°). Abgelösch bei 900° sind in dem betreffenden Schnellarbeitsstahl nur 0,70 Atom% W gelöst. Da durch Abschrecken bei 900° ein Schnellarbeitsstahl eine nur geringe Härtesteigerung erfährt, so erscheint es berechtigt, im ausgeglühten Zustande eine hiervon wenig verschiedene Zahl, etwa 0,5 Atom% W, anzunehmen. Bei dem vorliegenden Stahl mit 0,70% C, 18,5% W, 4,17% Cr und 1,11% V entspricht dies etwa 1,3 Atom% W. Dieser Wert liegt noch an der oberen Grenze der Arnold- und -Ibbotson'schen Zahlen für gelöstes Wolfram (Zahlentafel 6). Werden 0,5 Atom% W als Endpunkt genommen, so ergeben sich die in Abb. 6 als Doppelkreis  eingetragenen Punkte, die beiderseits des Kurvenzuges des hochlegierten und hochabgelöschten (1280°) Schnellarbeitsstahles B liegen.

<sup>1)</sup> Anlaßtemperatur 525°.

Es ist mithin sowohl qualitativ wie quantitativ Uebereinstimmung zwischen den chemischen und physikalischen Ergebnissen vorhanden.

Aus ihren chemischen Untersuchungen können nun Grossmann und Bain keinerlei Schlüsse in bezug

der Härtekurven des höchstlegierten Wolframstahls und der Molybdänstähle praktisch gleichbleibt, während doch diese Stähle schon bei 300° eine erhebliche Aenderung ihrer magnetischen und elektrischen Eigenschaften zu verzeichnen haben.

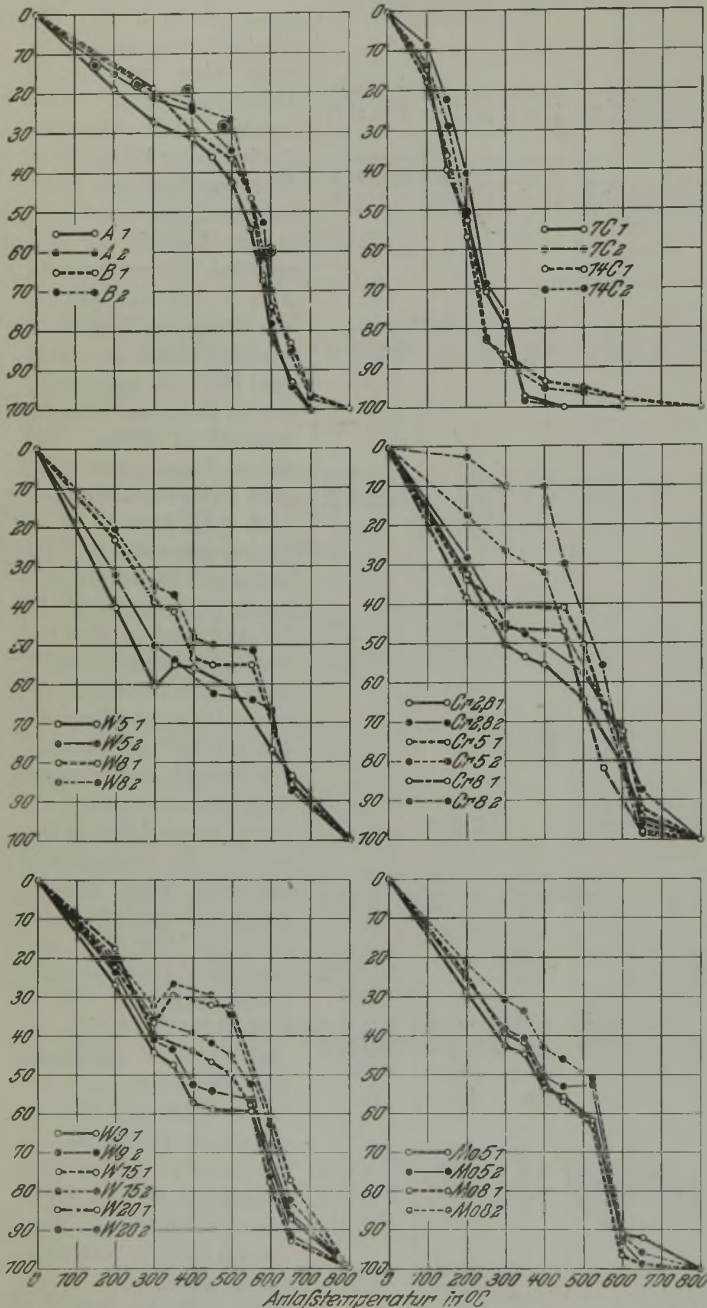


Abbildung 6. Prozentuale Abnahme des spezifischen Widerstandes mit der Anlaßtemperatur.

D) Schneidversuche und Fallhärteprüfung.

Bevor zu weiteren Versuchen geschritten wurde, schien es von Belang, die in der Einleitung aus dem Schrifttum mitgeteilten Angaben in bezug auf Schnittleistung eines reinen Wolframstahls und eines Wolframstahls mit Vanadinzusatz nachzuprüfen.

Die Versuche wurden an einem Chrom-Nickel-Stahl mit 100 kg/mm<sup>2</sup> Festigkeit bei 0,95 mm Vorschub und 4 mm Spantiefe ausgeführt. Als Vergleich wurden die Schnittgeschwindigkeiten gewählt, mit denen die Schneidmesser, welche aus gleichen Tiegelgüssen herrührten und gleiche Verschmiedung hatten, noch gerade einwandfrei schnitten. Die Versuchsergebnisse sind in Zahlentafel 7 zusammengestellt. Aus ihnen ergibt sich, daß hochabgeschreckt der chromfreie Wolfram-Vanadin-Stahl D dem hochlegierten Schnellarbeitsstahl B erheblich nahekommmt, wodurch die frühere Feststellung von Gledhill ihre Bestätigung findet. Das Verhältnis der Schnittgeschwindigkeiten des hochlegierten Schnellarbeitsstahls B und des reinen Wolframstahls W 20 beträgt  $16,6/10,2 = 1,63$ . Aus den Versuchen Edwards<sup>27)</sup> mit ähnlich geschliffenen Meißeln mit 0,63 % C und 19,28 % W bzw. 0,68 % C, 19,33 % W und 3,01 % Cr beträgt dies Verhältnis 1,33. Die Uebereinstimmung dürfte, da der Edwardssche Schnellarbeitsstahl ohne Vanadin war, als genügend anzusehen sein. Dem 20prozentigen reinen Wolframstahl dürfte entgegen Taylor der Charakter als Schnellarbeitsstahl nicht abzuspochen sein, da er sich immerhin annähernd wie der niedriglegierte Schnellarbeitsstahl A verhielt. Wenn auch bei niedriger Ablöschtemperatur die von ihm erreichte Schnittgeschwindigkeit stark, d. h. um 36 % sank, so verhält sich hierbei der hochlegierte Schnellarbeitsstahl B kaum viel besser, da er etwa 30 % seiner Schnittgeschwindigkeit einbüßte, während der niedriglegierte Schnellarbeitsstahl A nur den dritten Teil dieses Prozentsatzes verlor.

Hochabgelöschet verhalten sich die verschiedenen Schnittgeschwindigkeiten von A, B und W 20 wie

<sup>27)</sup> J. Iron Steel Inst. 77 (1908), S. 114.

auf das Wesen der Schneldrehstähle ziehen. Eben-  
sowenig aber ergeben sich hierüber irgendwelche  
besondere Schlußfolgerungen aus den vorliegenden  
physikalischen Ergebnissen. Es läßt sich wohl an  
Hand der elektrischen Widerstandsmessungen der  
Abfall der Härte vor dem Auftreten der Sekundär-  
härte erklären, nicht aber warum auch der Verlauf

Zahlentafel 6. Aufbau eines Schnellarbeitsstahls im geglähten Zustande.

| Analytiker              | a)<br>Legierungsbestandteil | b)<br>des Stahls<br>% | c)<br>Analyse                    |                                  | d)<br>des extrahierten Spezialkarbids<br>% | e) = b) - d)<br>Menge von gelösten Legierungsbestandteilen<br>% | f) = $\frac{e \cdot 100}{b}$<br>Gelöster Legierungsbestandteil in % des Gesamtlegierungsbestandteils |
|-------------------------|-----------------------------|-----------------------|----------------------------------|----------------------------------|--|---|--|
|                         |                             |                       | des ex-trahierten Spezialkarbids |                                  |  |   |  |
|                         |                             |                       | des Stahls                       | des ex-trahierten Spezialkarbids |  |   |  |
| Heyn u. Bauer 1909      | C                           | 0,84                  | 2,04                             | 0,84                             | 0,00                                       | —   |  |
|                         | Cr                          | 4,40                  | 6,45                             | 2,65                             | 1,75                                       | 40  |  |
|                         | W                           | 22,82                 | 63,94 <sup>1)</sup>              | 26,30                            | — 3,50                                     | ?   |  |
| Arnold u. Ibbotson 1919 | C                           | 0,55                  | 2,36                             | 0,55                             | 0,00                                       | —   |  |
|                         | Cr                          | 2,62                  | 3,18                             | 0,74                             | 1,88                                       | 72  |  |
|                         | W                           | 15,93                 | 65,46                            | 15,25                            | 0,70                                       | 4,4   |  |
|                         | V                           | 1,16                  | 4,82                             | 1,12                             | 0,04                                       | 3,5   |  |
|                         | C                           | 0,60                  | 2,53                             | 0,60                             | 0,00                                       | —   |  |
|                         | Cr                          | 2,78                  | 7,01                             | 1,66                             | 1,12                                       | 40  |  |
|                         | W                           | 15,54                 | 60,29                            | 14,30                            | 1,20                                       | 7,7   |  |
| Weitzenkorn 1922        | C                           | 1,34                  | 3,10                             | 1,34                             | 0,00                                       | —   |  |
|                         | Cr                          | 3,14                  | 3,30                             | 1,42                             | 1,72                                       | 55  |  |
|                         | W                           | 15,88                 | 55,90                            | 24,10                            | — 8,20                                     | ?   |  |
|                         | V                           | 0,83                  | 1,52                             | 0,66                             | 0,17                                       | 20,5  |  |
| Grossmann u. Bain 1924  | C                           | 0,70                  | 2,30                             | 0,70                             | 0,00                                       | —   |  |
|                         | Cr                          | 4,17                  | 6,30                             | 1,92                             | 2,25                                       | 54  |  |
|                         | W                           | 18,50                 | 61,00                            | 18,55                            | 0,00                                       | 0,0   |  |
|                         | V                           | 1,11                  | 3,60                             | 1,09                             | 0,02                                       | 1,8   |  |

<sup>1)</sup> Rest Eisen.

1 : 1,44 : 0,89 und die entsprechenden Brinellhärten nach Anlassen auf 600° wie 1 : 1,03 : 1,02. Es bestätigt sich mithin die Erfahrung, daß die Brinellhärte für die Schnittleistung eines Stahls nicht von maßgebender Bedeutung ist.

Um einen Vergleich mit der Schnittleistung zu finden, versuchte man verschiedentlich die Härte

zu einer Beurteilung der Schnittleistung herangezogen zu werden. Körber und Simonsen halten ihre Härtezahlen für fehlerhaft und unsicher, da es sich um sehr hohe Härten (Hf > 1000) handelt. Und d'Arcambal ist der Auffassung, daß sich seine Versuche nicht eindeutig auswerten lassen. Letzteres ist jedenfalls nicht zu treffend, denn aus der von d'Arcambal gegebenen Zahlentafel läßt sich einwandfrei nachweisen:

1. Daß die Härtekurve der bei 1290° hochabgelöschten Schnellarbeitsstähle oberhalb derjenigen der bei 1120° niedrigabgelöschten verläuft.
2. Daß die Härtekurve der niedrigabgelöschten Proben der hochlegierten Schnellarbeitsstähle mit 17,5% W sich praktisch deckt mit der Härtekurve der hochabgelöschten Proben eines niedriglegierten Schnellarbeitsstahls mit 12,6% W.
3. Daß die Härtekurve eines mittellegierten Schnellarbeitsstahls mit 14,7% W, aber 1,75% V die gleiche ist wie die von hochlegierten Schnellarbeitsstählen mit 17,5% W, aber unter 1% V.

Zahlentafel 7. Schneidversuche an vergütetem Chrom-Nickel-Stahl von 100 kg/mm<sup>2</sup> Festigkeit. Vorschub: 0,95 mm/Umdrehung, Spantiefe 4 mm.

| Stahl                           | A  | B                             | D                          | W 20                    |
|---------------------------------|--|-------------------------------|----------------------------|-------------------------|
| Zusammensetzung                 | % C 0,76<br>% W 12,20<br>% Cr 3,10<br>% V —            | 0,68<br>18,10<br>3,00<br>0,52 | 0,72<br>18,30<br>—<br>0,73 | 0,75<br>20,80<br>—<br>— |
| Schnittgeschwindigkeit in m/min | Härte-temp. 1100° 10,2<br>1150°<br>1250° 11,5<br>1280° | 11,5                          | 14,7                       | 6,5<br>10,2             |

Der erste und der zweite Punkt decken sich mit den Ergebnissen unserer eigenen Schneidversuche, und der dritte Punkt wird unter anderen durch Schneidversuche von d'Arcambal selbst belegt.

Vor Erscheinen der Arbeit von Oertel und Pölguter waren bereits mit den in Zahlentafel 7 angegebenen Stählen eine Reihe von Fallhärteversuchen mittels des Wüst-Bardenheuerschen Originalapparates mit 5-mm-Kugel ausgeführt worden. Das Gewicht des Fallbärs betrug hierbei 1,5 kg und die Fallhöhe 200 mm. Die Versuche wurden ähnlich,

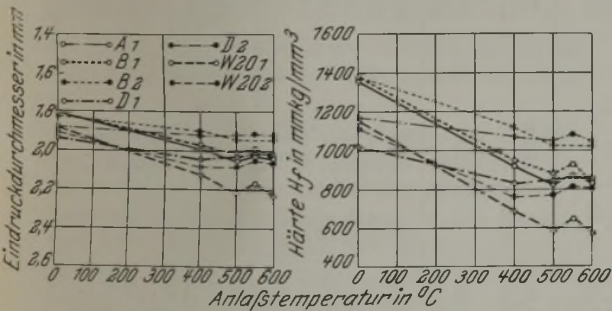


Abbildung 7. Abhängigkeit der Fallhärte nach Wüst-Bardenheuer von der Erhitzungstemperatur.

der fertig behandelten Stähle bei den in Frage kommenden hohen Temperaturen selbst zu bestimmen. An neueren Arbeiten sind hier die von d'Arcambal<sup>28)</sup> vorhanden, welcher die Kugeldruckprobe benutzte, weiter die von Körber und Simonsen<sup>29)</sup>, sowie die von Oertel und Pölguter<sup>30)</sup>, welche die Fallhärte prüften. Oertel und Pölguter geben an, daß die Unterschiede der erhaltenen Eindruckdurchmesser bei den einzelnen Stahlsorten zu gering waren, um

<sup>28)</sup> Chem. Met. Engg. 25 (1921), S. 1171.

<sup>29)</sup> Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 5 (1924), S. 29.

<sup>30)</sup> St. u. E. 44 (1924), S. 1708/13.

Zahlentafel 8. Erhitzungskurven von Stahllegierungen, welche den Aufbau der Schnellarbeitsstähle bilden, sowie von Schnellarbeitsstählen.

| Art der Stähle       | Name des Forschers | Zeit der Untersuchung | Analyse |       |        |      | Härte- oder voraufgehende Erhitzungs-temperatur °C | Abgekühlt in | Anfangsstörung Maximum °C | Erste Hauptstörung |            | Zweite Hauptstörung |            | Untersuchungsmethode                  | Literaturangabe  |  |
|----------------------|--------------------|-----------------------|---------|-------|--------|------|--|--------------|---------------------------|--------------------|------------|---------------------|------------|---------------------------------------|--|--|
|                      |                    |                       | C %     | Cr %  | W %    | V %  |  |              |                           | Beginn °C          | Maximum °C | Beginn °C           | Maximum °C |                                       |  |  |
| Kohlenstoffstähle    | Osmond             | 1890                  | 1,25    | —     | —      | —    | ?  | Wasser       | 200                       | 280                | 350        | (660)               | (680)      | Reziproke                             | J. Iron Steel Inst. 37 (1890), S. 41 und 54.             |  |
|                      |                    | 1900                  | 1,57    | —     | —      | —    | 1050   | Eiswasser    | 180                       | 300                | 420        | (550)               | (620)      | Geschwindigkeit-Temp.-Kurve           | Contribution à l'Etude des alliages, Paris 1901, S. 319. |  |
| Chromstähle          | Edwards            | 1908                  | 0,63    | 6,15  | —      | —    | ?  | ?            | —                         | —                  | —          | 450                 | 650        | Differential-Temp.-Kurve              | J. Iron Steel Inst. 77 (1908), S. 119 Pl. XVII.          |  |
|                      | Dejean             | 1917                  | 0,57    | 6,20  | —      | —    | ?  | ?            | —                         | 350                | —          | 600                 | 690        | Geschw.-Temp.-Kurve                   | Rev. Mét. Mém. 14 (1917), S. 663.                        |  |
|                      | Edwards            | 1920                  | 0,87    | 2,08  | —      | —    | 1300   | [Luft        | —                         | 397                | —          | —                   | —          | —                                     | —  | —  |
|                      | u.                 |                       | 1,09    | 3,92  | —      | —    | 1300   | „            | —                         | 430                | —          | 605                 | 698        | —                                     | Differential-Temperaturkurve                             | J. Iron Steel Inst. 101 (1920), S. 479/80.           |
|                      | Norbury            | 1920                  | 0,97    | 6,16  | —      | —    | 1300   | „            | —                         | —                  | —          | 618                 | 715        | —                                     | —  | —  |
|                      |                    |                       | 1,02    | 8,12  | —      | —    | 1300   | „            | —                         | —                  | —          | 654                 | 750        | —                                     | —  | —  |
| Honda u.             | 1920               | 1,07                  | 5,07    | —     | —      | 1300 | „  | —            | —                         | —                  | —          | 605                 | 710        | —                                     | —  | —  |
| Murakami             |                    | 0,68                  | 5,48    | —     | —      | 1000 | Ofen   | —            | —                         | —                  | —          | —                   | —          | —                                     | —  | Science Rep. Tohoku Univ., Vol. IX (1920), S. 155/8. |
|                      |                    | 0,68                  | 5,48    | —     | —      | 1200 | „  | —            | —                         | 420                | —          | 600                 | 720        | Magnetometrische Temp.-Kurve          | —  |  |
|                      |                    | 0,68                  | 5,48    | —     | —      | 1200 | schnell abgekühlt                                  | —            | —                         | —                  | —          | 600                 | 720        | —                                     | —  |  |
| Wolframstähle        | Edwards            | 1908                  | 0,63    | —     | 19,28  | —    | ?  | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | —          | —                                     | —  | wie oben, S. 120, Pl. XIX.                           |
|                      | Nesselstraus       | 1918                  | 0,56    | 0,89  | 5,63   | —    | 1200   | Öel          | —                         | 295                | 331        | —                   | —          | —                                     | —  | Rev. Mét. Extr. 20 (1923), S. 175.                   |
|                      | Honda u. Murakami  | 1920                  | 0,69    | —     | 17,6   | —    | 1000   | Ofen         | —                         | —                  | —          | —                   | —          | —                                     | —  | wie oben, Pl. V.                                     |
|                      |                    | 1920                  | 0,69    | —     | 17,6   | —    | 1200   | „            | —                         | —                  | 420        | —                   | —          | —                                     | —  | —  |
| Schnellarbeitsstähle | Carpenter          | 1905                  | 0,55    | 3,5   | 13,5   | —    | 1000   | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | 676        | Differential-Temperaturkurve          | J. Iron Steel Inst. 67 (1905), Pl. 48 und 49.            |  |
|                      |                    |                       | 0,55    | 3,5   | 13,5   | —    | 1200   | ?            | —                         | —                  | —          | 622                 | 735        | —                                     | —  | —  |
|                      | Edwards            | 1908                  | 0,85    | 3,0   | 12,5   | —    | 800  | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | 694        | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      |                    |                       | 0,85    | 3,0   | 12,5   | —    | 1200   | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | 729        | —                                     | —  | Pl. XVII u. XIX.                                     |
|                      | Dejean             | 1917                  | 0,68    | 3,01  | 19,37  | —    | ?  | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | 645        | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      |                    |                       | 0,64    | 4,94  | 19,33  | —    | ?  | ?            | —                         | —                  | —          | —                   | 480        | 645                                   | —  | —  |
|                      |                    | 0,70                  | 4,0     | 18,0  | Spuren | ?    | ?  | —            | —                         | —                  | —          | —                   | —          | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      |                    | 0,57                  | 5,35    | 18,8  | —      | 1200 | Ofen   | —            | —                         | —                  | —          | 400                 | 725        | —                                     | —  | —  |
|                      |                    | 0,61                  | 3,32    | 18,2  | —      | 1200 | „  | —            | —                         | —                  | —          | 420                 | 700        | —                                     | —  | —  |
|                      |                    | 0,62                  | 5,12    | 17,2  | —      | 1200 | „  | —            | —                         | —                  | —          | 400                 | 720        | —                                     | —  | —  |
| Honda u. Murakami    | 1920               | 0,69                  | 4,17    | 18,03 | —      | 1200 | „  | —            | —                         | —                  | 420        | 650                 | 720        | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      |                    | 0,71                  | 4,72    | 16,8  | —      | 1200 | „  | —            | —                         | —                  | 400        | 650                 | 720        | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      |                    | 0,85                  | 4,62    | 17,4  | —      | 1200 | „  | —            | —                         | —                  | 400        | 700                 | 725        | —                                     | —  | wie oben.  |
|                      | Scott              | 1920/21               | 0,77    | 3,5   | 17,8   | 0,74 | 1050   | Öel          | —                         | —                  | —          | —                   | 650        | Reziproke Geschwindigkeit-Temp.-Kurve | Trans. Am. Soc. Steel Treat. I (1920/21), S. 520 u. 523. |  |
|                      |                    |                       | 0,77    | 3,5   | 17,8   | 0,74 | 1200   | „            | —                         | —                  | —          | —                   | 650        | —                                     | —  | —  |

wie von Körber und Simonsen beschrieben, vorgenommen. Das Ergebnis ist graphisch in Abb. 7 wiedergegeben. Die einzelnen Zahlen sind Mittel aus je zwei Eindrücken und je vier Härtingsreihen. Auch bei diesen Versuchen zeigte sich, daß ähnlich wie bei den d'Arcambalschen die groben Unterschiede in der Schneidfähigkeit wiedergegeben werden, was für den vorliegenden Zweck ja auch genügte. Für einen Ersatz der Drehleistungsversuche kommen sie nicht in Frage.

**E) Differential-Erheizungskurven.**

In der Einleitung war darauf hingewiesen worden, daß H. Le Chatelier die Wichtigkeit der thermischen Anlaßerscheinung auch für die Schnellarbeitsstähle hervorhob. Nach ihm sollte die Geschwindigkeit

Temperaturkurve des völlig ausgeglühten Schnell-arbeitsstahles B.

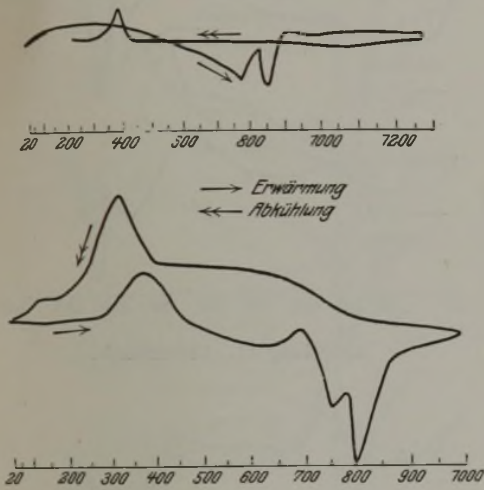


Abbildung 8. Temperaturkurve von Schnell-arbeitsstahl A, vorher von 1000 auf 200° in 2 st abgekühlt.

der Rückumwandlung bei diesen Stählen sehr gering sein, so daß sie sich erst bei hoher Anlaßtemperatur vollziehen würde.

Eine planmäßige Untersuchung von Stahllegierungen, welche den Aufbau der Schnell-arbeitsstähle bilden, und eine solche der Schnell-arbeitsstähle selbst ist jedoch nie durchgeführt worden, wenn auch eine ganze Reihe von Erheizungskurven nach den verschiedenen Methoden der thermischen Analyse im Schrifttum vorhanden sind, wie aus Zahlentafel 8 hervorgeht.

Ueber die Temperaturkurven von Schnell-arbeitsstahl selbst scheint eine Einigung nicht zu herrschen, sonst hätten Arnold und Ibbotson nicht noch 1919 dem Iron and Steel Institute eine von früheren völlig verschiedene Kurve eines solchen Stahls vorlegen können. Die mit einem Stahl von 0,60 % C, 2,78 % Cr, 15,54 % W aufgenommene Osmondkurve zeigte bei der Erwärmung unterhalb einer sehr starken Störung bei 1067° eine Reihe geringer Störungen, von denen die bei 812° dem in Lösung gehenden Eisen- und Chromkarbid entsprechen sollte, und die anderen bei 887, 920 und 950° sowie bei 1067° dem Inlösengehen des Wolframkarbids. Diese Kurve ist ganz unmöglich, wie die in Abb. 8

wiedergegebene bis 1300° aufgenommene Differential-Temperaturkurve des im vorliegenden benutzten Schnellarbeitsstahls B zeigt. Der magnetische Punkt liegt hier bei 770°<sup>31)</sup> und das Maximum des Ac<sub>1,2,3</sub>-Punktes bei 850°. Bis 1300° tritt eine weitere Störung nicht ein. Die Abkühlung zeigt das Maximum des Ar<sub>3,2,1</sub>-Punktes bei 380°. Wird nun der Schnelldrehstahl nicht völlig ausgeglüht, sondern z. B. in 2 st von 1000 bis 200° abgekühlt, so zeigen sich kräftige Anlaßerscheinungen, die den Gedanken nahelegen, die erste mit der Umwandlung des Eisenkarbids und die höhere mit der Umwandlung der Spezialkarbide in Zusammenhang zu bringen. Die planmäßige Durchführung der noch zu beschreibenden Versuche zeigte jedoch, daß diese Annahme nicht aufrechtzuerhalten ist.

Im folgenden wurden der Reihe nach von sämtlichen an dem Aufbau eines Schnell-arbeitsstahls üblicherweise verwandten Legierungselementen, in ihren entsprechenden Stahllegerungen, nach dem Abschrecken wie bei den früheren Versuchen, Anlaßkurven mittels des Doppelgalvanometers ausgeführt. Sämtliche Anlaßkurven wurden bei gleicher Empfindlichkeit des Differentialgalvanometers — 1 cm entsprach 6° — und mit gleicher Erheizungs-dauer von 60 min bis 1000° aufgenommen.

**1. Die Kohlenstoffstähle.**

Osmond war der erste, der Erheizungskurven von abgeschrecktem Stahl nach seinem Verfahren aufnahm. Abb. 9 gibt solche Kurven von einem Stahl mit 1,25 % und 1,57 % C wieder, von denen der erste auf Martensit, der zweite auf Austenit gehärtet war. Der erste Stahl zeigt eine Reihe von Störungen, die sich bis etwa 500° hinziehen, mit einem Maximum bei 350°, sowie einem Haken kurz vor dem Ac<sub>1,2,3</sub>-Punkt. Bei dem austenithaltigen Stahl ist die ganze thermische Störung bedeutender und nach höheren Temperaturen verschoben, auch ist der Haken vor dem Umwandlungspunkt breiter.

Eigene mit dem Doppelgalvanometer aufgenommene Kurven zeigt Abb. 10. Die beiden ersten

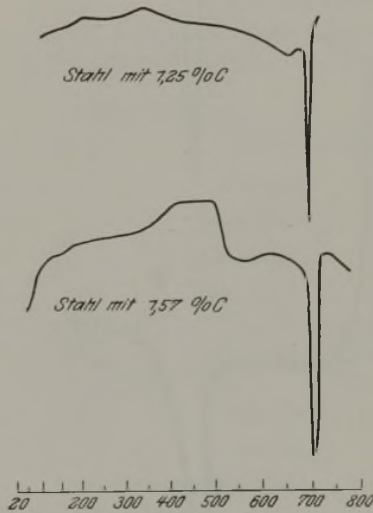


Abbildung 9. Kohlenstoffstähle von Osmond. Erheizungskurven von gehärtetem Stahl.

<sup>31)</sup> Scott dürfte als erster den magnetischen Punkt richtig gedeutet haben. Unrichtige Auffassungen siehe bei Gill und Bowman: Trans. Am. Soc. Steel Treat. 2 (1921/22), S. 190; Sauveur: The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel 1918; Nesselstraus: Rev. Mét. Extr. 20 (1923), S. 174 u. 179.

Störungen sind wie bei den Osmondschen Kurven vorhanden, der Haken vor dem  $Ac_{1,2,3}$ -Punkt tritt jedoch nicht bei allen Kurven auf. Durch vorhandenen Austenit (Stahl 14 C<sub>2</sub>) nimmt, gleich wie bei Osmond, die Hauptstörung erheblich an Stärke zu, während die Anfangsstörung unterhalb 200° nicht verändert wird. Enlund<sup>32)</sup> schreibt nun die Anfangsstörung der Umwandlung der im Martensit gelösten Kohle zu und die Hauptstörung der Umwandlung der im Austenit gelösten Kohle. Diese Erklärung ist jedoch abwegig, denn wird durch Eintauchen in flüssige Luft der Austenit der be-

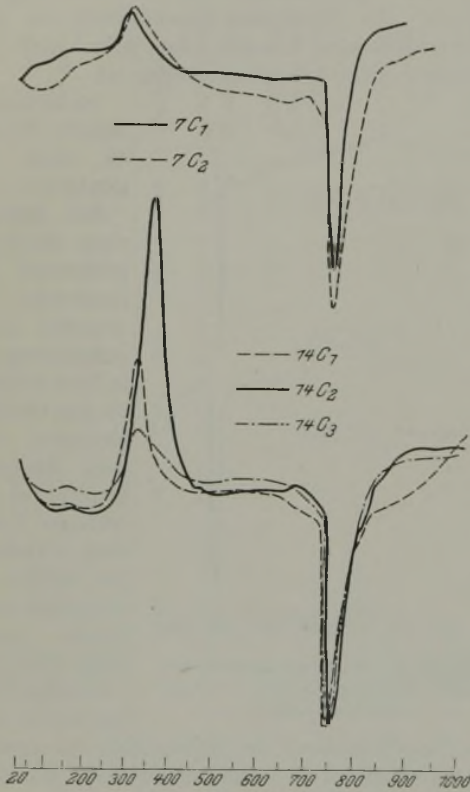


Abbildung 10. Kohlenstoffstähle.

7 C<sub>1</sub> bei 780° abgelöscht,  
 7 C<sub>2</sub> " 1000° "  
 14 C<sub>1</sub> " 900° "  
 14 C<sub>2</sub> " 1050° "  
 14 C<sub>3</sub> " 1050° "  
 dann in flüssige Luft getaucht.

treffenden Probe in Martensit umgewandelt, so müßte die Anfangsstörung an Stärke zunehmen und die Hauptstörung abnehmen. Das erste ist jedoch nicht der Fall, wie aus Kurve 14 C<sub>3</sub> der Abb. 10 zu ersehen ist.

Die Kurven der untersuchten physikalischen Eigenschaften lassen keinerlei Anzeichen erkennen, welche durch das Auftreten der Anfangsstörung etwa hätten geklärt werden können. Beim Beginn der Hauptstörung sind dort die Änderungen bereits erfolgt, was ja erklärlich ist, da in jenem Falle dieselbe Anlaßwirkung durch längeres Halten bei tieferer Temperatur erhalten wurde. Es sei angeführt, daß bereits Osmond auf diesen Punkt bei der

<sup>32)</sup> Jernk. Ann. 106 (1922), S. 389.

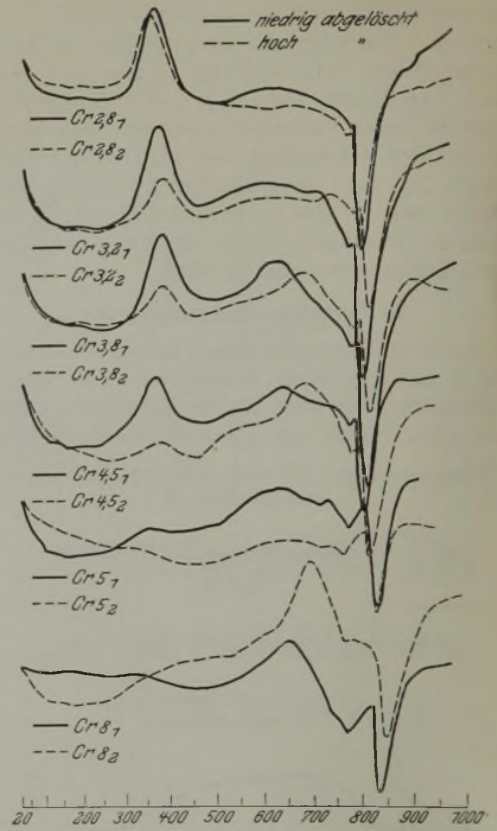


Abbildung 11. Chromstähle.

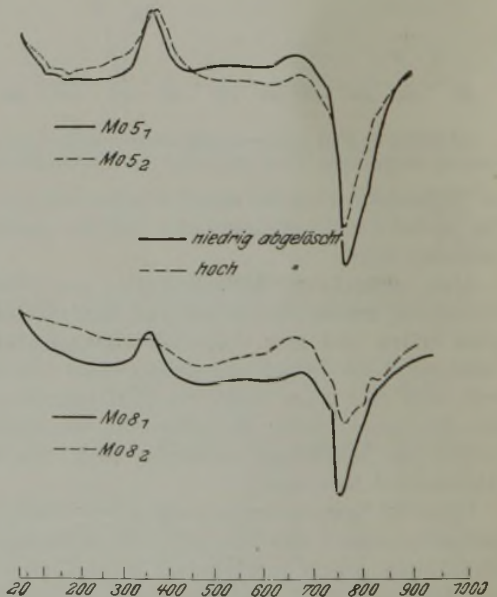


Abbildung 12. Molybdänstähle.

Besprechung seiner thermischen Anlaßkurven hingewiesen hatte.

## 2. Die Chromstähle.

Die Anfangsstörung der Kohlenstoffstähle zeigen die Chromstähle von dem hochabgelöschten Stahl Cr 4,5 ab nicht mehr (Abb. 11). Auch von diesem Stahl ab verliert die erste Hauptstörung erheblich

an Stärke. Die zweite Hauptstörung zeigt sich kräftig erst von dem Stahl Cr 3,8 ab, und das Maximum dieser Störung liegt bei den höher abgelöschten Proben jeweils etwas höher. Den bei einigen Kurven der Kohlenstoffstähle bemerkten „Osmondschen Haken“ zeigt nur der Chromstahl Cr 3,2. Neben diesem Haken tritt vor dem eigentlichen Umwandlungspunkt noch ein anfänglich kleiner, dann mit steigendem Chromgehalt stärker werdender Haken auf, welcher den magnetischen Umwandlungspunkt  $A_c2$  darstellt. Er kommt durch die besonders stark ausgebildete Anlaßerscheinung bei der hochabge-

Kohlenstoffstählen in bezug auf die Temperaturhöhe der Anlaßerscheinung Gesagte gilt auch hier. Es sei angefügt, daß die aus dem Schrifttum zu entnehmenden Anlaßtemperaturen noch erheblich höher liegen, wie man aus Zahlentafel 8 sieht.

### 3. Die Molybdänstähle.

Die Molybdänstähle (Abb. 12) verhalten sich entsprechend der Angabe der Zahlentafel 4, welche beide Hauptstörungen vorsah. Daneben zeigt der niedriglegierte Stahl Mo 5 in den beiden Behandlungen noch die Anfangsstörung vor 200°, welche bei dem höherlegierten Stahl Mo 8 in Wegfall kommt. Bei diesem Stahl wird auch durch das Abschrecken bei höherer Temperatur die erste Hauptstörung vermindert und die zweite Hauptstörung vergrößert.

### 4. Die Wolframstähle.

Nur vereinzelt zeigen die Wolframstähle die geringe Anfangsstörung. In Uebereinstimmung mit

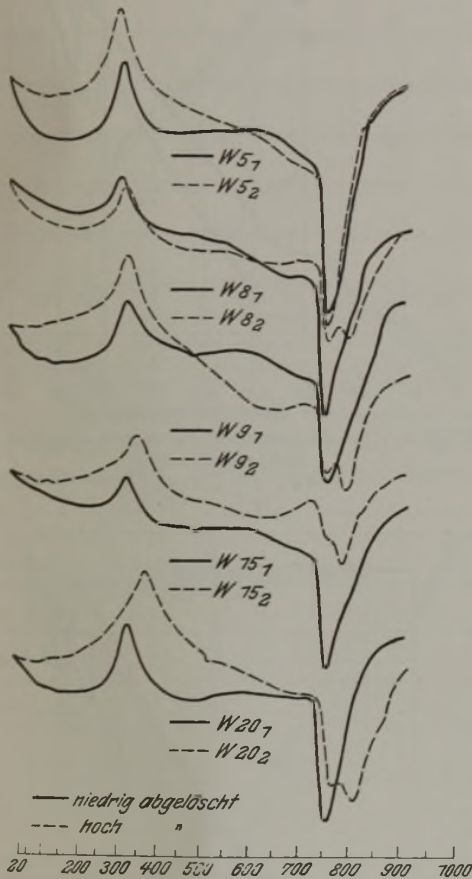


Abbildung 13. Wolframstähle.

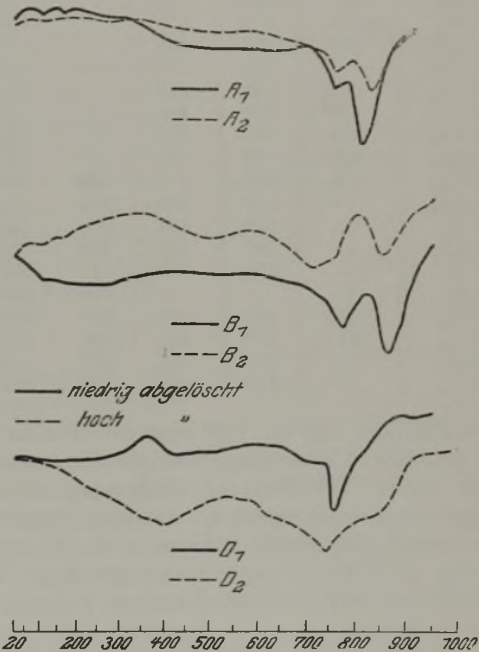


Abbildung 14. Chrom-Wolfram-Stähle A und B, Vanadin-Wolfram-Stahl D.

löschten Probe des Stahls Cr 8 nur wenig zum Ausdruck.

Physikalisch untersucht wurden die Chromstähle Cr 2,8, Cr 5 und Cr 8. Aus Zahlentafel 4 ist zu entnehmen, daß der niedriglegierte Chromstahl Cr 2,8 die Hauptstörung I entsprechend der ersten Hauptstörung der thermischen Kurven zeigt. Die Hauptstörung II wurde in dieser Uebersicht als zweifelhaft angegeben. Hiermit in Uebereinstimmung ist, daß auch die zweite Hauptstörung, welche der Hauptstörung II der physikalischen Kurven entspricht, auf den thermischen Kurven nur unterdrückt zum Ausdruck kommt. Entsprechend den physikalischen Kurven zeigt der mittellegierte Chromstahl Cr 5 die beiden Hauptstörungen und der hochlegierte Chromstahl Cr 8 die zweite Hauptstörung besonders deutlich. Das bereits bei den

den physikalischen Kurven tritt die erste Hauptstörung bei allen Temperaturkurven (Abb. 13) sehr stark auf, selbst bei dem höchstlegierten Stahl W 20. Bei diesem Stahl und bei dem vorhergehenden W 15 liegt bei den hochabgelöschten Proben das Maximum der ersten Hauptstörung etwas höher. Die zweite Hauptstörung trat, wie oben gezeigt wurde, nicht bei allen physikalischen Eigenschaften und bei allen Stählen gleichmäßig scharf hervor, und dieselbe Erscheinung zeigt sich auch bei den Anlaßkurven. Wird jedoch von dem niedrigstlegierten Stahl W 5 abgesehen, so ist ersichtlich, daß die hochabgelöschten Proben im eigentlichen Umwandlungsintervall zwei Störungen besitzen. Wenn die höchstgelegene (Maximum bei 790 bis 800°) mit dem kritischen Punkt gekennzeichnet wird, so muß man annehmen, daß sich die zweite Hauptanlaßstörung

Zahlentafel 9. Thermische Anlaßkurven (°C).

| Stahl               | Erste Hauptstörung     |        | Zweite Hauptstörung |        |       |
|---------------------|------------------------|--------|---------------------|--------|-------|
|                     | Anfangsstörung Maximum | Beginn | Maximum             | Beginn |       |
| A <sub>1</sub>      | 145                    | 270    | 330                 | —      | 580   |
| A <sub>2</sub>      | —                      | 270    | 325                 | 510    | 580   |
| B <sub>1</sub>      | 140                    | 270    | 420                 | 500    | 580   |
| B <sub>2</sub>      | 140                    | —      | 345                 | 500    | 575   |
| D <sub>1</sub>      | —                      | 300    | 360                 | 520    | 590   |
| D <sub>2</sub>      | —                      | —      | —                   | 400    | 550   |
| 7 C <sub>1</sub>    | 175                    | 270    | 300                 | —      | —     |
| 7 C <sub>2</sub>    | 175                    | 270    | 310                 | —      | (680) |
| 14 C <sub>1</sub>   | 150                    | 250    | 325                 | —      | —     |
| 14 C <sub>2</sub>   | 150                    | 255    | 350                 | —      | (680) |
| 14 C <sub>3</sub>   | 150                    | 280    | 323                 | —      | —     |
| W 5 <sub>1</sub>    | —                      | 280    | 310                 | —      | —     |
| W 5 <sub>2</sub>    | —                      | 280    | 300                 | —      | —     |
| W 8 <sub>1</sub>    | —                      | 290    | 310                 | —      | (600) |
| W 8 <sub>2</sub>    | —                      | 300    | 330                 | —      | (720) |
| W 9 <sub>1</sub>    | 130                    | 300    | 330                 | —      | (600) |
| W 9 <sub>2</sub>    | —                      | 300    | 330                 | —      | (720) |
| W 15 <sub>1</sub>   | —                      | 300    | 330                 | —      | (600) |
| W 15 <sub>2</sub>   | 130                    | 315    | 350                 | —      | (720) |
| W 20 <sub>1</sub>   | 130                    | 280    | 330                 | —      | (600) |
| W 20 <sub>2</sub>   | 130                    | 310    | 375                 | —      | (720) |
| Cr 2,8 <sub>1</sub> | 200                    | 290    | 365                 | —      | 600   |
| Cr 2,8 <sub>2</sub> | —                      | 290    | 350                 | —      | 650   |
| Cr 3,2 <sub>1</sub> | 180                    | 295    | 375                 | —      | 600   |
| Cr 3,2 <sub>2</sub> | —                      | 305    | 380                 | —      | 640   |
| Cr 3,8 <sub>1</sub> | 190                    | 305    | 380                 | 475    | 620   |
| Cr 3,8 <sub>2</sub> | 190                    | 290    | 380                 | 475    | 680   |
| Cr 4,5 <sub>1</sub> | 140                    | 300    | 370                 | 450    | 630   |
| Cr 4,5 <sub>2</sub> | —                      | 300    | 380                 | 450    | 680   |
| Cr 5 <sub>1</sub>   | —                      | 260    | 365                 | 500    | 635   |
| Cr 5 <sub>2</sub>   | —                      | 250    | 330                 | 480    | 650   |
| Cr 8 <sub>1</sub>   | —                      | 270    | 310                 | 510    | 650   |
| Cr 8 <sub>2</sub>   | —                      | —      | —                   | 520    | 690   |
| Mo 5 <sub>1</sub>   | 145                    | 300    | 355                 | 620    | 665   |
| Mo 5 <sub>2</sub>   | 145                    | 320    | 370                 | 630    | 670   |
| Mo 8 <sub>1</sub>   | —                      | 310    | 355                 | 620    | 670   |
| Mo 8 <sub>2</sub>   | —                      | 310    | 360                 | 610    | 660   |

im Bereich von 630 bis 760° erstreckt, also bis in das kritische Umwandlungsintervall hineinspielt. Unter dieser Voraussetzung entstanden die in Zahlentafel 9 eingeklammerten Anlaßtemperaturen. Eine andere Möglichkeit gäbe es noch, die erste Störung im Umwandlungsintervall mit dem „Osmond-Haken“ der Kohlenstoffstähle in Zusammenhang zu bringen.

5. Die Chrom-Wolfram-Stähle.

Die gleiche Schwierigkeit der Kennzeichnung des Hakens kurz vor dem Umwandlungsintervall tritt bei dem niedriglegierten Schnellarbeitsstahl A bei niedriger Ablöschtemperatur auf (Abb. 14). Wird der Haken bei 720° mit der zweiten Hauptstörung gleichgesetzt, so würde diese bei der hochabgelöschten Probe tiefer, und zwar bei 580° liegen, im Gegensatz zu der bereits bei den Chromstählen gemachten Feststellung, daß das Umgekehrte der Fall ist. Daß jedoch die zweite Hauptstörung bei den Schnellarbeitsstählen mit ihrem Maximum nicht höher als 580° liegt, geht besonders deutlich aus der Anlaßkurve der hochabgelöschten Probe des hochlegierten Stahls B hervor. Aus diesem Grunde wurde die geringfügige Störung bei 580° in den Kurven des niedriglegierten Schnellarbeitsstahls A als zweite Hauptstörung in die Zahlentafel 9 eingetragen. Sämtliche Kurven zeigen, wenn auch

schwach, die erste Hauptstörung; auch das Auftreten der Anfangsstörung kann angenommen werden. Im großen und ganzen sind die Anlaßeffekte sehr schwach. Auf den Haken des magne-

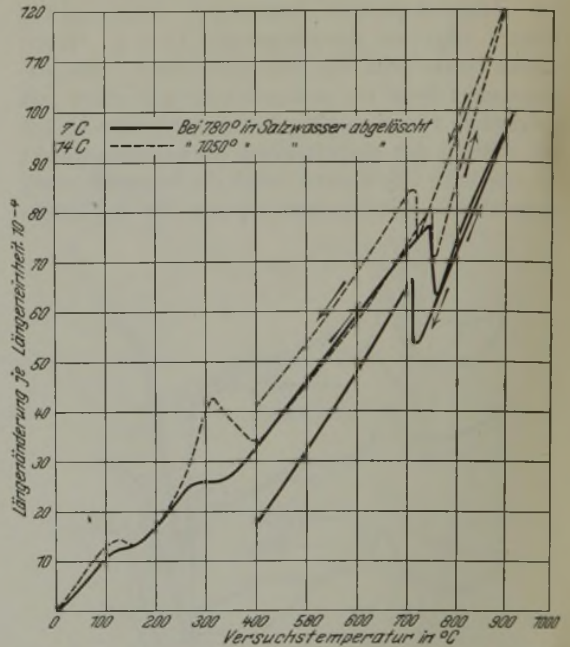


Abbildung 15. Ausdehnungskurven von abgeschreckten Kohlenstoffstählen.

Stahl 7 C mit 0,71 % C,  
„ 14 C „ 1,45 % C.

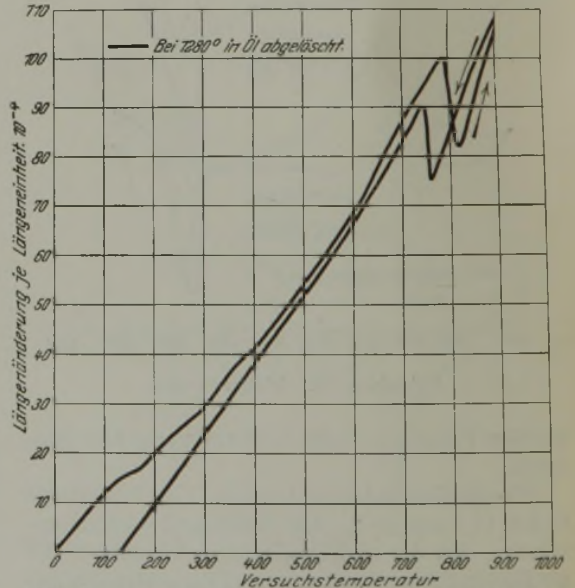


Abbildung 16. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Chromstahl.

Stahl Cr 4,5 mit 0,82 % C und 4,1 % Cr.

tischen Punktes vor dem kritischen Punkt sei noch hingewiesen.

6. Der Vanadin-Wolfram-Stahl.

Die Wirkung des Chroms im Chrom-Wolfram-Stahl kann man nach den bisherigen Feststellungen so auffassen, daß die erste Hauptstörung, welche die reinen Wolframstähle zeigen, im weitestgehenden



Maße unterdrückt wird, obwohl in demselben Chromstahl ohne Wolfram dieselbe gleichfalls noch besteht.

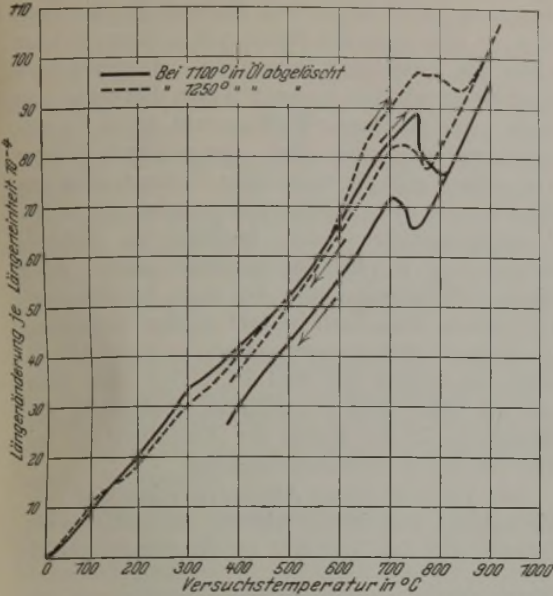


Abbildung 17. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Molybdänstahl. Stahl Mo 8 mit 0,66 % C und 7,5 % Mo.

Hohe Abschrecktemperatur vorausgesetzt, wirkt das Vanadin nun ähnlich dem Chrom; die erste Hauptstörung wird unterdrückt, wie deutlich aus

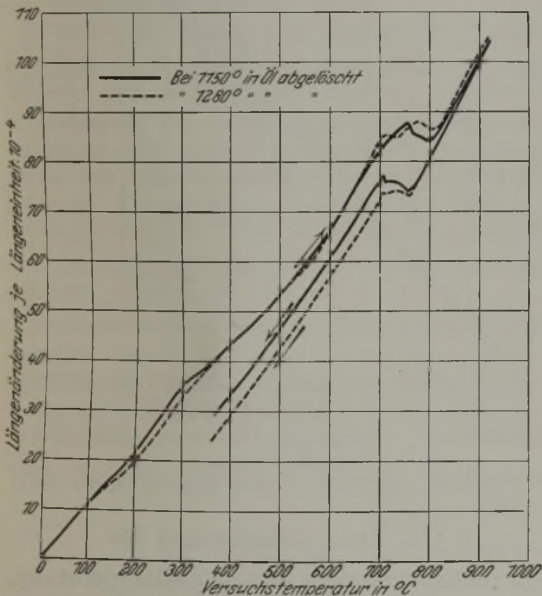


Abbildung 18. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Wolframstahl.

Stahl W 20 mit 0,84 % C und 20,1 % W.

Abb. 14 hervorgeht. Es erscheint mithin auch verständlich, warum der Vanadin-Wolfram-Stahl D an Schnittgeschwindigkeit sich dem eigentlichen Schnellarbeitsstahl in dem festgestellten Maße nähern konnte.

Am Ende dieses Abschnittes kann jedenfalls festgestellt werden, daß sich die alte Auffassung H. Le Chateliers völlig bestätigt gefunden hat.

F) Ausdehnungs-Erhitzungskurven.

Diese Versuchsreihe wurde unternommen, um gegebenenfalls die beiden Anlaßerscheinungen, welche von den Schnellarbeitsstählen bei den thermischen Kurven nur sehr schwach wiedergegeben wurden, deutlicher zur Erscheinung zu bringen. Wie bekannt, zeigen die Ausdehnungserwärmungskurven von gehärtetem Kohlenstoffstahl sowohl die Anfangsstörung wie die erste Hauptstörung in ausgeprägter Weise, wie auch die Kurven der Abb. 15, welche von den beiden Kohlenstoffstählen je die Ausdehnung einer auf Martensit und einer auf Austenit gehärteten Probe wiedergibt, bestätigen. Man sieht deutlich, daß durch das Ablöschen bei höherer Temperatur der kohlenstoffreicheren Probe die Anfangsstörung vergrößert wird. Aus der Art der Ausbildung der Hauptstörung kann man deutlich ersehen, daß sich

zuerst das im Stahl vorhanden gewesene  $\gamma$ -Eisen in  $\alpha$ -Eisen umwandelt, daher die starke Ausdehnung; dann erfolgt ein starkes Zusammenziehen, was durch die Ausfällung der gelösten Kohle als gebundene Kohle (Eisenkarbid) veranlaßt wird. Nach der Maurerschen Härtungstheorie ist mithin die Härtesteigerung erklärlich, da das umgewandelte  $\alpha$ -Eisen sich zeitweilig unter starken

Reckspannungen befindet. Maurer hat schon früher die Verhältnisse im Umwandlungsintervall eingehend beleuchtet. Es gelten hier die beiden Beziehungen:

Umwandlung  $\gamma$ -Eisen in  $\alpha$ -Eisen unter Ausdehnung, Umwandlung Kohle gelöst in Kohle gebunden unter Zusammenziehung.

Von den weiteren Kurven zeigt Abb. 16 die Ausdehnung einer bei 1280° in Salzwasser gehärteten Probe des Chromstahls Cr 4,5. Die Störungen nehmen hier, im Gegensatz zu der am Anfang des Abschnitts geäußerten Erwartung, an Stärke wieder ab. Andererseits sieht man jedoch, daß kurz vor dem Umwandlungsintervall nochmals eine gesteigerte Ausdehnung einsetzt, welche nach den gemachten Ausführungen dem  $\gamma$ -Eisen zugeschrieben werden muß. Auffallend ist dann die starke Längenänderung im Ausdehnungsintervall, welche die des Kohlenstoffstahls mit 0,71 % C noch übertrifft ( $17 \cdot 10^{-4}$  Einheiten gegenüber  $13,7 \cdot 10^{-4}$  Einheiten).

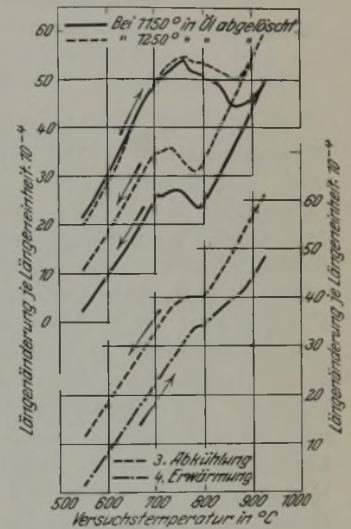


Abbildung 19. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Vanadin-Wolfram-Stahl.

Stahl D mit 0,72 % C, 18,3 % W und 0,73 % V.

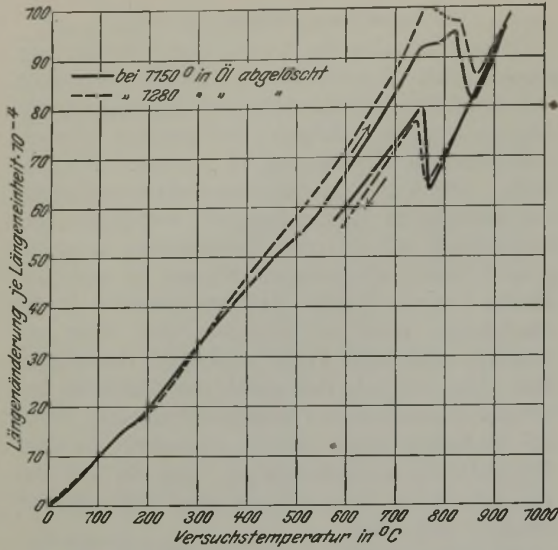


Abbildung 20. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Schnellarbeitsstahl.  
Stahl B mit 0,68 % C, 3,0 % Cr, 18,1 % W und 0,52 % V.

Die Kurve des niedriggehärteten, hochlegierten Molybdänstahls Mo 8 (Abb. 17) zeigt gegenüber der oben besprochenen Kurve des hochgehärteten Chromstahls nichts Neues, nur daß die Längeneränderung im Umwandlungsintervall gegenüber reinem Kohlenstoffstahl wieder erheblich geringer wurde. Die Kurve der hochabgelöschten Molybdänstahlprobe hingegen zeigt der niedriggehärteten Probe gegenüber eine erhebliche Mehrausdehnung, was nach den obigen Ausführungen dem Mehrgehalt an  $\gamma$ -Eisen zukommt. Die Zusammenziehung im Intervall selbst ist auch geringer, was sich mit der leichteren Löslichkeit der bereits einmal gelöst gewesenen Karbidmenge gegenüber den niedrigabgelöschten Proben erklären läßt, wenn man nicht die Möglichkeit zugeben will, daß bei der Art der Erhitzung noch nicht umgewandeltes  $\gamma$ -Eisen in das Umwandlungsintervall mit hineingeschleppt wird.

Aehnlich verhalten sich die Kurven der beiden niedrig- und hochabgelöschten Proben des reinen Wolframstahls W 20 (Abb. 18). Auffallend ist jedoch hier die besonders geringe Längeneränderung im Umwandlungsintervall, was schon an gewisse Siliziumstähle mit stark unterdrücktem Umwandlungsvermögen erinnert. Bei kohlenstofffreiem Wolframstahl ist nach Oza<sup>wa</sup><sup>33)</sup> bereits bei 4,6 % W das Ausdehnungsintervall praktisch nicht mehr vorhanden.

Durch Vanadinzusatz wird, wie Abb. 19 zeigt, die Längeneränderung im Umwandlungsintervall wieder vergrößert. Durch mehrmaliges Erhitzen und Abkühlen dürfte, wie man nach den weiteren Kurven derselben Abbildung schließen kann, das in Lösung gegangene Vanadin völlig als Karbid ausgeschieden werden, welches erst durch eine erneute Ablöschung bei hoher Temperatur wieder in Lösung gebracht wird. Das Umwandlungsvermögen wird aber besonders durch Chromzusatz verstärkt, ob-

wohl nach weiteren Versuchen auch ein kohlenstofffreier Chromstahl mit 15 % Cr eine Umwandlung kaum mehr zeigt. Die wieder entstandene Längeneränderung (Abb. 20) ist ein Maßstab für die Neubildung einer gewissen Menge von  $\gamma$ -Eisen, welches allein den Kohlenstoff lösen kann. Hierdurch wird auch die Angabe von Rapa<sup>tz</sup><sup>34)</sup> klar, daß ein an sich nicht mehr härtpbarer Wolframstahl durch Chromzusatz wieder härtpbar wird. Der erhöhten Bildung von  $\gamma$ -Eisen geht ein vermehrtes Vorhandensein von diesem nach dem Abschrecken parallel, wie es die Ausdehnungskurven des hochlegierten Schnellarbeitsstahls B (Abb. 20) erkennen lassen. Nach dieser Ueberlegung müßte sich dann bei dem niedriglegierten Schnellarbeitsstahl A das vorhandene  $\gamma$ -Eisen noch stärker ausprägen, was auch, wie Abb. 21 zeigt, tatsächlich der Fall ist. Dies steht dann mit der oben bereits erwähnten Feststellung des Maximums in der Kurve der Koerzitivkräfte bei 575° in bester Uebereinstimmung.

Die Versuche dieses Abschnitts erbrachten mithin weiteres Material zur Klärung des Einflusses des Chroms und des Vanadins im Schnellarbeitsstahl.

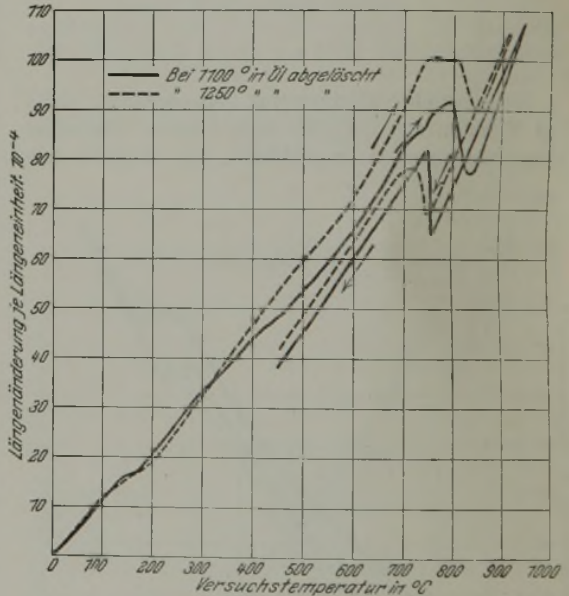


Abbildung 21. Ausdehnungskurven von abgelöschtem Schnellarbeitsstahl.  
Stahl A mit 0,76 % C, 3,1 % Cr und 12,2 % W.

### III. Zusammenfassung der Versuchsergebnisse und Schlußbetrachtung.

Die aus den vorhergehenden Versuchen erhaltenen Ergebnisse lassen sich etwa wie folgt zusammenfassen:

1. Durch die Widerstandsmessungen wurden die chemischen Feststellungen insbesondere von Arnold und Ibbotson sowie von Grossmann und Bain bestätigt, daß im ausgeglühten Zustande das Chrom zur Hauptsache in der Grundmasse des Schnellarbeitsstahls vorhanden ist.

<sup>33)</sup> Science Rep. Tohoku Univ. 11 (1922), S. 333/50 Pl. I.

<sup>34)</sup> St. u. E. 44 (1924), S. 1134.

2. Durch die Ausdehnungskurven wurde gezeigt, daß durch das Vorhandensein des Chroms bzw. des Vanadins das Umwandlungsvermögen des reinen Wolframstahls bei hoher Temperatur vergrößert wird. Es wird hierdurch im Schnellarbeitsstahl eine erhöhte Menge von  $\gamma$ -Eisen geschaffen, welche das Spezialkarbid auch in größerer Menge aufzulösen vermag, wodurch beim Ablöschchen eine wirkliche Abschreckhärte, im Sinne der Härtungstheorie von Maurer, auftreten kann. Die früheren Annahmen bzw. Feststellungen von Edwards, Edwards und Kikkawa, Rapätz und von Bain und Grossmann in bezug auf die Wirkung des Chroms, die Löslichkeit des Wolframs zu steigern, werden dadurch belegt bzw. erklärt.

3. Durch Aetzen mittels alkoholischer Salzsäure wurde gefunden, daß sich bereits nach dem Ablöschchen im Schnellarbeitsstahl martensitische Struktur vorfindet, was ja auch nach dessen Magnetisierbarkeit zu erwarten ist.

4. Durch die Ausdehnungskurven wurde die Feststellung von Scott bestätigt, daß ein Teil des bei hoher Temperatur vorhanden gewesenen  $\gamma$ -Eisens nach dem Ablöschchen erhalten bleibt. Durch dieses  $\gamma$ -Eisen wird beim Anlassen die Erscheinung der Sekundärhärte im Sinne der Härtungstheorie von Maurer veranlaßt, da gleichfalls die Ausdehnungskurven deutlich die Umwandlung des  $\gamma$ -Eisens in  $\alpha$ -Eisen vor dem Wiederausfällen des Eisen- bzw. des Spezialkarbids erkennen lassen.

5. Durch die Widerstandsmessungen wurde die Erklärung gegeben, daß der Härteabfall vor dem Auftreten der Sekundärhärte mit der teilweisen Rückwandlung des in Lösung gewesenen Spezialkarbids veranlaßt wird und nicht durch einen Ausgleich von Härtespannungen, wie Oertel und Pölguter anzunehmen scheinen. Bei Kohlenstoffstahl braucht — entsprechend abgeschreckt, d. h. bei genügender Menge von  $\gamma$ -Eisen — dieser schwache Abfall nicht einzutreten.

6. Durch die thermischen Anlaßkurven wurde die Annahme von H. Le Chatelier, daß die Anlaßeffekte bei den Schnellarbeitsstählen erheblich unterdrückt und in der Temperatur nach oben verschleppt

würden, bestätigt. Diese durch das Chrom bzw. Vanadin verursachte Wirkung konnte einwandfrei belegt werden.

7. Durch die magnetischen und elektrischen Messungen wurde gezeigt, daß die beiden Anlaßeffekte bzw. beiden Hauptstörungen der thermischen Kurven in entsprechender Weise auch bei ersteren auftreten. Diese Tatsache wurde festgestellt, ohne eine Erklärung für die Anlaßstörungen selbst zu geben. Die Annahme, daß die erste Störung mit dem Eisenkarbid, die zweite Störung mit dem Spezialkarbid in Verbindung zu bringen sei, wurde abgelehnt. Als Parallele ergibt sich die Spaltung des Ar-Punktes beim Abkühlen.

Wenn auch die vorliegenden Versuche den Nachweis erbringen, daß im Osmondschen Sinne zwischen der Härtung der Schnellarbeitsstähle und der der Kohlenstoffstähle ein grundsätzlicher Unterschied nicht besteht, wenn sie auch weiter in bezug auf die Wirkung des Chroms bzw. Vanadins eine gewisse Klärung schaffen, so können sie doch zu einer Kennzeichnung der „Rotgluthärte“ nicht herangezogen werden. Die Rotgluthärte, welche nach Taylor die Schnittleistung bedingt, steht mit der Höhe der Anlaßerscheinung in keinem ursächlichen Zusammenhang. Aus den Versuchen geht wohl hervor, daß die hohe Lage der Anlaßerscheinung für einen Schnellarbeitsstahl eine notwendige Vorbedingung ist; sie reicht jedoch nicht aus, da sonst auch die reinen Chromstähle Schnellarbeitsstähle sein würden. Es muß also die Schnitthaltigkeit bzw. Rotgluthärte noch von einer anderen Eigenschaft abhängen, welche in einer genügend hohen mechanischen Widerstandsfähigkeit, und dies insbesondere bei hohen Temperaturen, zu suchen sein dürfte. Hierauf wies bereits Edwards<sup>35)</sup> und nach ihm Kayser<sup>36)</sup> hin, und neuerdings führten Oertel und Pölguter<sup>37)</sup> einige Versuche in dieser Richtung hin aus. Eingehende Versuche müssen zeigen, ob der so beschrittene Weg zu einem Ergebnis führt.

<sup>35)</sup> J. Iron Steel Inst. 77 (1908), S. 117.

<sup>36)</sup> Engg. 109 (1920), S. 157. Vgl. auch St. u. E. 41 (1921), S. 1116.

<sup>37)</sup> St. u. E. 44 (1924), S. 1713.

## Die Aenderung der Festigkeitseigenschaften überwiegend perlitischer Stähle durch Wärmebehandlung.

Von Dr.-Ing. H. Meyer und Dr.-Ing. W. Wesseling in Hamborn.

(Mitteilung aus der Prüfungsanstalt der August-Thyssen-Hütte, Gewerkschaft, Hamborn.)

(*Beziehung zwischen Gefüge und Eigenschaften der Perlitstähle. Körniger und streifiger Perlit, ihre Entstehungsbedingungen und Eigenschaften. Kornausbildung und Korngröße des Perlits. Kornätzungen. Festigkeitseigenschaften von Perlitstählen in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung.*)

(Hierzu Tafel 3.)

Bei der Werkstoffprüfung von Eisen und Stahl bietet die Gefügebeurteilung ein willkommenes Mittel, auf die Vorbehandlung des Stückes sowie auf die wahrscheinlichen Eigenschaften Rückschlüsse tun zu können. Bei Kohlenstoffstählen, deren Gefüge vorwiegend aus Perlit besteht, ist jedoch eine solche Beurteilung schwierig; denn ein-

mal ist das Gefügebild eines solchen Perlitstahles bei schwächerer Vergrößerung, die einen Ueberblick über einen ausreichenden Teil des Gefüges gestattet, nicht so kennzeichnend und in so einfacher Weise von Gesetzmäßigkeiten abhängig wie das Gefüge beispielsweise eines Ferrit-Perlit-Stahles. Andererseits vollziehen sich Eigenschaftsänderungen bei diesen

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der Werkstoffe.

| Bezeichnung |                | C %   | P %   | Mn % | S %   | Si %  |
|-------------|----------------|-------|-------|------|-------|-------|
| Stahl C     | untereutektoid | 0,740 | 0,015 | 0,71 | 0,036 | 0,187 |
| Stahl A     | eutektoid      | 0,935 | 0,074 | 0,59 | 0,047 | 0,274 |
| Stahl B 1   | übereutektoid  | 1,15  | 0,042 | 0,20 | 0,024 | 0,147 |
| Stahl B 2   | übereutektoid  | 1,06  | 0,033 | 0,23 | 0,022 | 0,378 |

Perlitstählen oftmals recht unstetig in engen Behandlungsgrenzen, so daß umgekehrt aus einer Kenntnis der Behandlung allein Eigenschaften und Gefügeausbildung nicht leicht mit genügender Sicherheit gefolgert werden können. Trotzdem ist vorauszusetzen, daß Eigenschaftsänderungen solcher Stähle auf Gefügeänderungen beruhen und in ihnen ihren Ausdruck finden müssen. Es bietet darum

Zahlentafel 2. Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften eines Stahles mit 0,74 % C von der Glüh-temperatur, Glühdauer und Abkühlungsgeschwindigkeit.

| Nr.                  | Glühbehandlung     |               | Luftabkühlung                   |                                  |                       |                  |                 |           |                 | Ofenabkühlung                      |                                 |                                  |                       |                  |                 |           |                 |                                    |
|----------------------|--------------------|---------------|---------------------------------|----------------------------------|-----------------------|------------------|-----------------|-----------|-----------------|------------------------------------|---------------------------------|----------------------------------|-----------------------|------------------|-----------------|-----------|-----------------|------------------------------------|
|                      | Glüh-temperatur °C | Glüh-dauer st | Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup> | Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr. Zugfestk. % | Brinell-härte Hn | Zugfestk. Härte | Dehnung % | Einschnü-rung % | Korn-zähigkeit mkg/cm <sup>2</sup> | Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup> | Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr. Zugfestk. % | Brinell-härte Hn | Zugfestk. Härte | Dehnung % | Einschnü-rung % | Korn-zähigkeit mkg/cm <sup>2</sup> |
| 1                    | 650                | 1/2           | 40,9                            | 87,5                             | 47                    | 239              | 0,366           | 13,1      | 20,6            | 2,68                               | 39,6                            | 85,8                             | 46                    | 232              | 0,370           | 11,5      | 19,6            | 0,74                               |
| 2                    | 700                | 1/2           | 38,8                            | 83,1                             | 47                    | 233              | 0,356           | 14,2      | 23,2            | 1,51                               | 39,4                            | 83,5                             | 47                    | 231              | 0,362           | 13,5      | 20,4            | 2,52                               |
| 3                    | 750                | 1/2           | 40,9                            | 87,3                             | 47                    | 247              | 0,364           | 12,9      | 23,6            | 3,61                               | 33,9                            | 72,8                             | 47                    | 200              | 0,354           | 16,5      | 36,7            | 6,00                               |
| 4                    | 800                | 1/2           | 43,9                            | 92,0                             | 48                    | 255              | 0,360           | 12,9      | 21,2            | 3,62                               | 36,7                            | 74,3                             | 49                    | 207              | 0,358           | 15,6      | 32,3            | 4,37                               |
| 5                    | 850                | 1/2           | 44,5                            | 92,6                             | 48                    | 254              | 0,364           | 11,9      | 19,6            | 3,32                               | 35,2                            | 82,6                             | 43                    | 230              | 0,359           | 13,7      | 20,7            | 2,40                               |
| 6                    | 900                | 1/2           | 45,4                            | 93,3                             | 49                    | 257              | 0,363           | 11,4      | 22,1            | 3,57                               | 34,2                            | 81,8                             | 42                    | 224              | 0,365           | 11,3      | 19,6            | 1,90                               |
| 7                    | 1000               | 1/2           | 45,3                            | 93,8                             | 48                    | 267              | 0,352           | 10,6      | 20,0            | 2,53                               | 35,0                            | 83,3                             | 42                    | 230              | 0,362           | 10,3      | 17,9            | 2,15                               |
| 8                    | 1100               | 1/2           | 45,3                            | 94,5                             | 48                    | 262              | 0,360           | 10,3      | 19,5            | 2,68                               | 35,4                            | 84,6                             | 42                    | 235              | 0,360           | 10,1      | 13,8            | 2,09                               |
| 9                    | 1200               | 1/2           | 44,7                            | 94,1                             | 47                    | 268              | 0,351           | 9,5       | 16,8            | 2,80                               | 35,2                            | 83,7                             | 42                    | 236              | 0,355           | 10,1      | 10,5            | 1,85                               |
| 10                   | 650                | 5             | 35,5                            | 82,0                             | 44                    | 225              | 0,364           | 12,0      | 20,1            | 2,65                               | 39,5                            | 82,0                             | 48                    | 232              | 0,354           | 12,7      | 20,1            | 1,50                               |
| 11                   | 700                | 5             | 33,4                            | 76,0                             | 44                    | 210              | 0,362           | 15,9      | 30,1            | 4,01                               | —                               | 78,9                             | —                     | 212              | 0,372           | 12,8      | 17,9            | 3,67                               |
| 12                   | 750                | 5             | 35,0                            | 72,9                             | 48                    | 204              | 0,357           | 17,4      | 32,4            | 4,24                               | 33,3                            | 71,0                             | 47                    | 200              | 0,355           | 18,1      | 33,6            | 5,17                               |
| 13                   | 800                | 5             | 45,7                            | 92,3                             | 50                    | 257              | 0,360           | 10,8      | 19,8            | 2,54                               | 34,4                            | 80,8                             | 43                    | 226              | 0,358           | 12,5      | 14,9            | 2,10                               |
| 14                   | 1000               | 5             | 45,1                            | 94,4                             | 48                    | 270              | 0,350           | 9,9       | 16,0            | 2,34                               | 35,3                            | 83,9                             | 42                    | 238              | 0,352           | 10,2      | 17,0            | 1,55                               |
| Anlieferungs-zustand |                    |               | 40,5                            | 88,8                             | 46                    | 256              | 0,346           | 10,4      | 17,4            | 2,29                               |                                 |                                  |                       |                  |                 |           |                 |                                    |

einen gewissen Anreiz, bei einer stetigen Behandlungsänderung die Eigenschaftsänderungen vorwiegend perlitischer Stähle zu verfolgen und die Beziehungen zwischen Eigenschaften und Gefügeausbildung zu suchen.

Durch eine Reihe wertvoller Einzeluntersuchungen ist uns bereits eine weitgehende Kenntnis der zu erwartenden Einflüsse vermittelt worden. Die beiden Hauptgefügeerscheinungen, Korngröße und Kornausbildung, sind bei einer einfachen Wärmebehandlung abhängig von der Behandlungstemperatur und -dauer und von der Geschwindigkeit der darauffolgenden Abkühlung. Mit Bezug auf die Kornausbildungen kommt die streifige oder die körnige Form des Perlits in Frage, deren hauptsächlichste Entstehungsbedingungen und deren unterschiedliche Eigenschaften bekannt sind<sup>1)</sup>. Ferner bedingt die

Feinheit der Ausbildung der beiden Gefügeelemente Ferrit und Zementit im streifigen und im körnigen Perlit Unterschiede in der Kornausbildung. Als Korngröße des Perlits ist bei der streifigen Form nicht die bei normaler Aetzung sich oftmals ergebende scheinbare Korngröße, sondern ein Korn mit einer gleichgerichteten Streifengruppe anzusehen, während beim körnigen Perlit die Korngröße der Ferritgrundmasse und der zusammengeballten Zementitteile in dieser Grundmasse zu unterscheiden ist. Abb. 1 und 2 (Tafel 3) zeigen Ferritkornätzungen im körnigen Perlit eines Stahles mit 0,82% C. Abb. 2 läßt ferner die verschiedene Korngröße des Zementits in den Korngrenzen und im Innern der Ferritkörner erkennen.

Es erübrigt sich nach dem angeführten Schrifttum, auf die Entstehungsbedingungen des körnigen Perlits einzugehen. Bezüglich der Lamellenfeinheit des streifigen Perlits, die mit steigender Abkühlungs-

geschwindigkeit erhöht wird, ist zu beachten, daß zwar eine Erhöhung der Versuchstemperatur nach den sonst allgemein geltenden Kristallisationsgesetzen im Sinne einer Vergrößerung wirken müßte, daß aber andererseits eine hohe Temperatur infolge der vollständigeren Auflösung von Kristallisationskeimen den Perlitpunkt bei der Abkühlung nach unten verschiebt<sup>2)</sup> und so die Entstehung feiner Lamellen als Unterkühlungserscheinung begünstigt<sup>3)</sup>.

Guertler, Int. Z. Metallogr. 5 (1914), S. 129. — J. H. Whiteley, St. u. E. 38 (1918), S. 967. — A. Porteviu und V. Bernard, J. Iron Steel Inst. 104 (1921), S. 145/7. — K. Honda und S. Saito, St. u. E. 41 (1921), S. 867. — B. Kjerrmann, St. u. E. 42 (1922), S. 697. — W. Schneider, St. u. E. 42 (1922), S. 1577. — J. H. Whiteley, J. Iron Steel Inst. 105 (1922), S. 339/57. — W. Schneider und H. Eicken, Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 31 (1923). — E. Piwowarsky, Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 33 (1923).

<sup>2)</sup> R. Ruer und F. Goerens, Ferrum 14 (1916/17), S. 161/77. — A. Lundgren, St. u. E. 41 (1921), S. 795. — W. Schneider, a. a. O.

<sup>3)</sup> Oberhoffer, Das technische Eisen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1925), S. 50.

<sup>1)</sup> Lange, Metallographist 6 (1903), S. 9. — P. Goerens, Metallurgie 4 (1907), S. 182. — C. Benedicks, Metallurgie 6 (1909), S. 567. — W. Ishewski, St. u. E. 31 (1911), S. 1428. — N. T. Belaiew, St. u. E. 32 (1912), S. 1272. — H. Hanemann und Ch. Lind, St. u. E. 33 (1913), S. 1350. — W.

Zahlentafel 3. Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften eines Stahles mit 0,935 % C von der Glüh­temperatur, Glühdauer und Abkühlungsgeschwindigkeit.

| Glühbehandlung       |                        |                  | Luftabkühlung                       |                                      |                          |                     |                    |              |                      | Ofenabkühlung                         |                                     |                                      |                          |                     |                    |              |                      |                                       |  |
|----------------------|------------------------|------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------|--------------------|--------------|----------------------|---------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------|--------------------|--------------|----------------------|---------------------------------------|--|
| Nr.                  | Glüh­tem­peratur<br>°C | Glüh­dauer<br>st | Streck­grenze<br>kg/mm <sup>2</sup> | Zug­festigkeit<br>kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr.<br>% Zugfestk. | Brinell­härte<br>Hn | Zugfestk.<br>Härte | Dehnung<br>% | Ei­ne­schnürung<br>% | Kerb­zähigkeit<br>mkg/cm <sup>2</sup> | Streck­grenze<br>kg/mm <sup>2</sup> | Zug­festigkeit<br>kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr.<br>% Zugfestk. | Brinell­härte<br>Hn | Zugfestk.<br>Härte | Dehnung<br>% | Ei­ne­schnürung<br>% | Kerb­zähigkeit<br>mkg/cm <sup>2</sup> |  |
| 1                    | 650                    | 1/2              | —                                   | 102,2                                | —                        | 283                 | 0,360              | 9,1          | 11,6                 | 2,18                                  | —                                   | 99,5                                 | —                        | 288                 | 0,346              | 8,8          | 14,6                 | 1,62                                  |  |
| 2                    | 700                    | 1/2              | —                                   | 98,5                                 | —                        | 270                 | 0,364              | 10,8         | 12,7                 | 2,00                                  | 47,2                                | 99,2                                 | 48                       | 284                 | 0,350              | 9,5          | 17,2                 | 1,57                                  |  |
| 3                    | 750                    | 1/2              | 48,1                                | 92,9                                 | 52                       | 263                 | 0,354              | 11,5         | 18,4                 | 2,20                                  | 39,3                                | 81,4                                 | 48                       | 239                 | 0,340              | 14,2         | 21,5                 | 1,82                                  |  |
| 4                    | 800                    | 1/2              | 46,9                                | 92,3                                 | 51                       | 269                 | 0,343              | 13,1         | 18,2                 | 2,00                                  | 37,6                                | 78,4                                 | 48                       | 226                 | 0,346              | 15,8         | 23,6                 | 2,52                                  |  |
| 5                    | 850                    | 1/2              | 48,8                                | 102,4                                | 48                       | 282                 | 0,363              | 8,2          | 14,7                 | 1,70                                  | 39,8                                | 75,6                                 | 53                       | 216                 | 0,350              | 16,1         | 29,5                 | 3,81                                  |  |
| 6                    | 900                    | 1/2              | 49,8                                | 102,2                                | 49                       | 311                 | 0,330              | 8,2          | 15,9                 | 1,51                                  | 41,8                                | 86,1                                 | 49                       | 250                 | 0,344              | 8,2          | 12,0                 | 1,26                                  |  |
| 7                    | 1000                   | 1/2              | —                                   | 102,2                                | —                        | 312                 | 0,330              | 8,0          | 10,5                 | 1,27                                  | —                                   | 88,0                                 | —                        | 262                 | 0,336              | 8,5          | 13,0                 | 1,03                                  |  |
| 8                    | 1100                   | 1/2              | —                                   | 104,6                                | —                        | 313                 | 0,334              | 7,0          | 5,8                  | 1,41                                  | —                                   | 93,1                                 | —                        | 274                 | 0,340              | 7,1          | 7,3                  | 1,12                                  |  |
| 9                    | 1200                   | 1/2              | —                                   | 104,4                                | —                        | 314                 | 0,334              | 7,1          | 4,5                  | 1,33                                  | —                                   | 91,5                                 | —                        | 274                 | 0,334              | 7,1          | 4,5                  | 1,11                                  |  |
| 10                   | 650                    | 5                | —                                   | 97,2                                 | —                        | 260                 | 0,374              | 8,3          | 10,4                 | 2,39                                  | 46,1                                | 99,4                                 | 46                       | 266                 | 0,374              | 8,9          | 12,1                 | 1,62                                  |  |
| 11                   | 700                    | 5                | 41,8                                | 90,8                                 | 46                       | 249                 | 0,364              | 10,0         | 14,0                 | 2,54                                  | 41,7                                | 94,4                                 | 44                       | 256                 | 0,368              | 9,4          | 13,0                 | 1,72                                  |  |
| 12                   | 750                    | 5                | 39,2                                | 83,0                                 | 47                       | 225                 | 0,369              | 12,9         | 19,8                 | 2,85                                  | 36,6                                | 76,9                                 | 48                       | 218                 | 0,352              | 15,5         | 22,9                 | 3,65                                  |  |
| 13                   | 800                    | 5                | 47,1                                | 91,0                                 | 52                       | 252                 | 0,360              | 11,4         | 14,1                 | 2,28                                  | 40,2                                | 79,8                                 | 50                       | 222                 | 0,358              | 12,3         | 15,8                 | 2,70                                  |  |
| 14                   | 1000                   | 5                | —                                   | 108,4                                | —                        | 311                 | 0,347              | 8,7          | 9,7                  | 1,28                                  | —                                   | 90,6                                 | —                        | 253                 | 0,358              | 6,0          | 7,6                  | 0,67                                  |  |
| 15                   | 1200                   | 5                | —                                   | 104,6                                | —                        | 326                 | 0,346              | 3,9          | 4,0                  | 1,04                                  | —                                   | 88,6                                 | —                        | 300                 | 0,296              | 2,0          | 1,0                  | 0,58                                  |  |
| Anlieferungs­zustand |                        |                  | 47,8                                | 102,6                                | 47                       | 315                 | 0,326              | 9,4          | 15,0                 | 1,97                                  |                                     |                                      |                          |                     |                    |              |                      |                                       |  |

Zahlentafel 4. Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften eines Stahles B 1 mit 1,15 % C und B 2 mit 1,06 % C von der Glüh­temperatur, Glühdauer und Abkühlungsgeschwindigkeit.

| Glühbehandlung  |                        |                  | Luftabkühlung                       |                                      |                          |                     |                    |              |                      | Ofenabkühlung                         |                                     |                                      |                          |                     |                    |              |                      |                                       |                  |
|-----------------|------------------------|------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------|--------------------|--------------|----------------------|---------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------|--------------------|--------------|----------------------|---------------------------------------|------------------|
| Nr.             | Glüh­tem­peratur<br>°C | Glüh­dauer<br>st | Streck­grenze<br>kg/mm <sup>2</sup> | Zug­festigkeit<br>kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr.<br>% Zugfestk. | Brinell­härte<br>Hn | Zugfestk.<br>Härte | Dehnung<br>% | Ei­ne­schnürung<br>% | Kerb­zähigkeit<br>mkg/cm <sup>2</sup> | Streck­grenze<br>kg/mm <sup>2</sup> | Zug­festigkeit<br>kg/mm <sup>2</sup> | Streckgr.<br>% Zugfestk. | Brinell­härte<br>Hn | Zugfestk.<br>Härte | Dehnung<br>% | Ei­ne­schnürung<br>% | Kerb­zähigkeit<br>mkg/cm <sup>2</sup> |                  |
| 1               | 650                    | 1/2              | —                                   | 108,8                                | —                        | 303                 | 0,360              | 4,3          | 4,2                  | 1,25                                  | —                                   | 106,0                                | —                        | 305                 | 0,348              | 5,1          | 5,0                  | 1,05                                  |                  |
| 2               | 700                    | 1/2              | 54,3                                | 109,2                                | 50                       | 301                 | 0,364              | 4,2          | 6,5                  | 1,11                                  | —                                   | 104,0                                | —                        | 296                 | 0,352              | 4,1          | 4,7                  | 1,08                                  |                  |
| 3               | 750                    | 1/2              | 46,5                                | 83,7                                 | 56                       | 235                 | 0,356              | 14,9         | 17,2                 | 2,50                                  | —                                   | 101,1                                | —                        | 272                 | 0,372              | 7,8          | 11,5                 | 1,37                                  |                  |
| 4               | 800                    | 1/2              | 48,8                                | 86,5                                 | 57                       | 251                 | 0,345              | 10,2         | 10,7                 | 2,73                                  | 40,3                                | 74,9                                 | 54                       | 217                 | 0,346              | 14,7         | 21,1                 | 5,32                                  |                  |
| 5               | 850                    | 1/2              | 54,2                                | 107,5                                | 50                       | 293                 | 0,366              | 6,4          | 6,4                  | 1,33                                  | 39,9                                | 75,1                                 | 53                       | 218                 | 0,344              | 14,0         | 19,8                 | 4,54                                  |                  |
| 6               | 900                    | 1/2              | 61,9                                | 109,7                                | 56                       | 320                 | 0,342              | 3,6          | 3,7                  | 1,08                                  | 41,4                                | 77,2                                 | 54                       | 221                 | 0,350              | 13,6         | 19,2                 | 3,76                                  |                  |
| 7               | 1000                   | 1/2              | 61,1                                | 109,9                                | 56                       | 305                 | 0,360              | 4,7          | 2,9                  | 1,13                                  | 37,8                                | 77,8                                 | 49                       | 233                 | 0,334              | 11,6         | 14,5                 | 1,93                                  |                  |
| 8               | 1100                   | 1/2              | 58,6                                | 106,1                                | 55                       | 315                 | 0,338              | 2,6          | 3,4                  | 0,81                                  | 33,2                                | 79,3                                 | 42                       | 245                 | 0,324              | 6,8          | 8,9                  | 1,10                                  |                  |
| 9               | 1200                   | 1/2              | 59,4                                | 109,6                                | 54                       | 327                 | 0,335              | 3,6          | 3,3                  | 0,84                                  | —                                   | 79,1                                 | —                        | 266                 | 0,298              | 1,9          | 1,8                  | 0,41                                  |                  |
| 10              | 650                    | 5                | —                                   | 100,1                                | —                        | 283                 | 0,354              | 10,5         | 16,0                 | 2,68                                  | —                                   | 102,5                                | —                        | 281                 | 0,364              | 7,4          | 14,9                 | 1,90                                  |                  |
| 11              | 700                    | 5                | —                                   | 88,7                                 | —                        | 255                 | 0,348              | 13,7         | 19,2                 | 3,34                                  | 45,3                                | 93,1                                 | 49                       | 260                 | 0,358              | 12,6         | 19,9                 | 2,67                                  |                  |
| 12              | 750                    | 5                | 46,9                                | 85,4                                 | 55                       | 239                 | 0,357              | 14,9         | 26,8                 | 4,53                                  | 37,4                                | 70,5                                 | 53                       | 204                 | 0,346              | 17,9         | 35,3                 | 3,26                                  |                  |
| 13              | 800                    | 5                | 46,4                                | 88,9                                 | 52                       | 243                 | 0,324              | 14,7         | 23,5                 | 4,05                                  | 39,4                                | 69,5                                 | 57                       | 195                 | 0,356              | 18,5         | 30,4                 | >6,00                                 |                  |
| 14              | 1000                   | 5                | —                                   | 113,9                                | —                        | 296                 | 0,376              | 7,7          | 8,8                  | 1,69                                  | 39,0                                | 85,4                                 | 46                       | 241                 | 0,354              | 7,2          | 9,2                  | 1,08                                  |                  |
| Anlieferung B 1 |                        |                  | —                                   | 111,5                                | —                        | 314                 | 0,356              | 4,3          | 5,8                  | 1,17                                  | 56,1                                | 104,9                                | 54                       | 290                 | 0,362              | 9,1          | 17,6                 | 1,97                                  | Anliefe­rung B 2 |

Die Tatsache, daß von Schneider die unter­kühlende Wirkung der gesteigerten Erhitzungs­temperatur bis zu 1200° beobachtet werden konnte, läßt darauf schließen, in welchem Maße die ver­feinernde und die vergrößernde Wirkung der Tem­peratursteigerung bei diesen Stählen einander ent­gegenwirken. Ebenso wenig deutlich ist die Ab­hängigkeit der Perlitkörnergröße von der Erhitzungs­temperatur. Soviel erscheint jedenfalls gewiß, daß die Größe der Perlitkörner nicht in einem einfachen Verhältnis zur Größe der Körner der festen Lösung steht<sup>4)</sup>, und daß ferner bei normaler Aetzung die gleichartige oder unterschiedliche Färbung kein deutlicher Ausdruck für die Größe der wirklichen

Perlitkörner ist. Abb. 3 aus einem Gußstück läßt bei oberflächlicher Betrachtung auf ein sehr grobes Perlitkorn schließen, während doch in Wirklichkeit das eigentliche Perlitkorn, gemessen an der Gleich­richtung der Lamellen, wesentlich kleiner ist. Auch Abb. 4 von einer bei 1300° geglühten und langsam abgekühlten Stahlprobe mit 0,94 % C läßt auf eine Korngröße schließen, die nicht der Wirklichkeit entspricht, da jedes der scheinbaren Perlitkörner sich bei stärkerer Vergrößerung in viele kleinere Körner, die jedes für sich gleiche Lamellenrichtung haben, auflösen läßt. Beide Proben sind mit alko­holischer Salpetersäure geätzt worden, die letzt­angeführte Probe ist außerdem auf Braunfärbung angelassen worden. Diese sowie auch die anderen üblichen Aetzverfahren liefern also hinsichtlich der Kornätzung des Perlits unbefriedigende Ergebnisse, und es wäre deshalb zu versuchen, ob sich nicht

<sup>4)</sup> A. Baboschin, St. u. E. 31 (1911), S. 1061. — H. Hanemann: Einführung in die Metallographie und Wärme­behandlung (Berlin: Gebr. Borntraeger 1915), S. 64. — Z. Jeffries, St. u. E. 42 (1922), S. 227.

ein anderes Aetzverfahren mit besserer Wirkung entwickeln läßt<sup>5)</sup>. Es müßte damit aber die Prüfung der Frage verbunden werden, wie weit ein Einfluß steigender Perlitkörngröße in Abhängigkeit von der Erhitzungstemperatur überhaupt in den Festigkeitseigenschaften der Stähle deutlich hervortritt, wobei zu berücksichtigen ist, daß bei Erhitzungstemperaturen über 1200° sehr leicht die Einflüsse beginnenden Schmelzens oder von Verbrennungen zu

geschlossenem Rohr, in dem die Proben in Graugußspäne eingebettet lagen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit betrug bei Ofenabkühlung zwischen 1100 und 500° durchschnittlich 2 °/min. Außer Zerreißproben wurden Kerbschlagproben ausgeführt, die am deutlichsten den Einfluß wachsender Körngröße anzeigen.

Um genügend große Unterschiede in den Kerbzähigkeitswerten zu erhalten, wurde eine Probenform

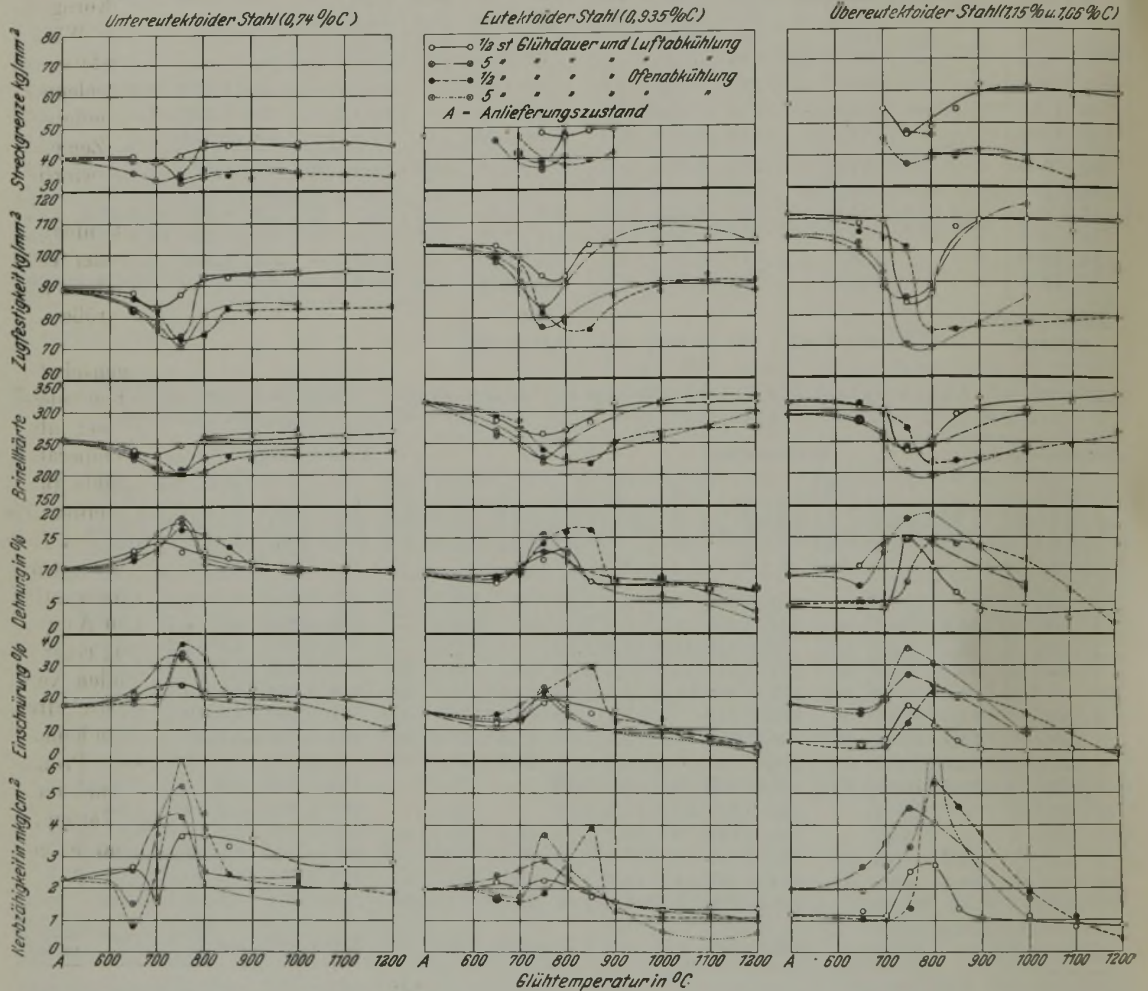


Abbildung 5.

Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften von Glühzeit, Glühdauer und Abkühlungsgeschwindigkeit.

Trugschlüssen hinsichtlich des Temperatureinflusses führen können.

Die Prüfung der Festigkeitseigenschaften erfolgte an einem untereutektoiden, einem eutektoiden und zwei übereutektoiden Stählen im Walzzustande, deren Zusammensetzung aus Zahlentafel 1 ersichtlich ist. Diese Stähle wurden einer halbstündigen und fünfständigen Glühbehandlung bei verschiedenen Temperaturen nach langsamer Erhitzung auf die Versuchstemperatur unterzogen, worauf die Abkühlung teils an der Luft, teils im Ofen erfolgte. Bei ersteren Proben wurde die Glühung im Salzbad vorgenommen, bei letzteren in einem dicht ver-

gewählt, bei der die Höhe des Bruchquerschnitts 15 mm, die Breite nur 10 mm betrug und der Kerb die Form einer 4-mm-Φ-Bohrung besaß. Die Ergebnisse der Festigkeitsprüfungen sind in den Zahlentafeln 2, 3 und 4 und in der Abb. 5 zusammengestellt.

Bei einem Ueberblick über diese Darstellung der Festigkeitswerte ergibt sich zunächst einmal klar hervortretend die große Bedeutung der Einflüsse, die mit der körnigen Ausbildungsform des Perlits zusammenhängen. Man sieht, wie der Bereich des körnigen Perlits, gekennzeichnet durch geringere Festigkeit und größere Zähigkeit, nicht nur an Ausdehnung, sondern auch an Wirkungsstärke vom untereutektoiden über den eutektoiden zum übereutektoiden Stahl zunimmt, und daß bei den vor-

<sup>5)</sup> Ueber diesen Gegenstand wird demnächst berichtet werden.

liegenden Stählen dieser Wirkungsbereich wesentlich größer ist, als man im allgemeinen annimmt. Als Beispiel zeigt Abb. 6 den fast reinkörnigen Perlit einer bei 850° halbstündig geglühten und im Ofen erkalteten Probe des eutektoiden Stahles. Ferner zeigt Abb. 7 das Gefüge einer bei 1000° halbstündig geglühten und im Ofen erkalteten Probe des Stahles mit 1,15% C, in der neben streifigem noch körniger Perlit in reichlicher Menge auftritt. Man erkennt ferner den oftmals nicht unerheblichen Einfluß der Glühdauer, wobei manchmal eine Temperatursteigerung im Sinne einer verlängerten Glühdauer wirkt. Deutlich tritt der überwiegende Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit gegenüber der Glüh-temperatur und -dauer besonders bei denjenigen Temperaturen hervor, die den Bildungsbereich überwiegend körnigen Perlits übersteigen. Allgemein überwiegt der Einfluß der Ausbildungsform des Perlits den der Korngröße. Höchster Zähigkeitsgrad, verbunden mit geringster Festigkeit, findet sich bei reinkörnigem Perlit ohne Ueberreste eines voreutektoiden Netzwerks. Beim streifigen Perlit kommt der grobstreifigen Form, wie sie sich bei langsamer Abkühlung ergibt, geringere Festigkeit und größere Zähigkeit zu als der feinstreifigen. Der Einfluß der Korngröße kann nur in Verbindung mit einem geeigneten Kornätzverfahren festgestellt werden. Bei den Festigkeitseigenschaften äußert sich die Wirkung der infolge der steigenden Glüh-temperatur wachsenden Korngröße besonders in der geringen Zähigkeit entsprechender langsam abgekühlten Proben. Diese Wirkung tritt aber auch teilweise recht deutlich in den abfallenden Werten des Verhältnisses Zugfestigkeit zur Härte, d. h. also in steigender Härte ohne entsprechend ansteigende Festigkeit hervor. Ebenso darf man wohl in dem deutlichen Abfallen des Verhältnisses der Streckgrenze zur Zugfestigkeit, wie es besonders bei langsam abgekühlten Proben mit steigender Ueberhitzung beobachtet werden kann, ein Maß für zunehmende Kornvergrößerung sehen. Immerhin bedürfen diese Vermutungen der Bestätigung durch

die Gefügeuntersuchung, wobei der Einfluß der Kornausbildung auf die Festigkeitseigenschaften von dem der Korngröße getrennt werden muß.

#### Zusammenfassung.

Es ist zu erwarten, daß Aenderungen der Festigkeitseigenschaften überwiegend perlitischer Stähle ihren Ausdruck in Gefügeänderungen finden, obgleich die Deutung des Gefügebildes bei solchen Stählen nicht leicht ist.

Im Gefügebild der Perlitstähle sind Korngröße und Kornausbildung abhängig von der Wärmebehandlung. Dabei ist die Ausbildungsform des Perlits und die Größe der beiden Gefügeelemente zu beachten, beim körnigen Perlit insbesondere die Korngröße der Ferritgrundmasse und der Zementitkörner darin, beim streifigen Perlit die wirkliche und die scheinbare Korngröße.

Die wirkliche Perlitkorngröße steht nicht in einem einfachen Verhältnis zur Korngröße der festen Lösung. Die üblichen Aetzverfahren liefern aber hinsichtlich der wirklichen Perlitkorngröße unbefriedigende Ergebnisse.

Die Aenderungen der Festigkeitseigenschaften durch Wärmebehandlung wurde an einem untereutektoiden, einem eutektoiden und zwei übereutektoiden Stählen geprüft. Der Temperaturbereich, in dem die Eigenschaften der Stähle durch die Bildung körnigen Perlits beeinflußt werden, ist größer, als man im allgemeinen annimmt. Der Einfluß der Ausbildungsform des Perlits überwiegt den der Korngröße. Der Einfluß der Perlitkorngröße muß in Verbindung mit einem geeigneten Aetzverfahren nachgeprüft werden. Die Wirkung einer infolge steigender Glüh-temperatur wachsenden Korngröße äußert sich in den Festigkeitseigenschaften, besonders in der geringen Zähigkeit der von höheren Glüh-temperaturen langsam abgekühlten Proben. Diese Wirkung findet aber stellenweise auch einen deutlichen Ausdruck in den abfallenden Werten der Verhältnisse Zugfestigkeit zur Härte und Streckgrenze zur Zugfestigkeit.

## Ueber das Wachsen von Graueisen.

Von P. Oberhoffer und E. Piwowarsky in Aachen.

(Mitteilung aus dem Eisenhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule Aachen.)

*(Erörterung des grundlegenden Schrifttums. Begriffliche Trennung des Karbidzerfalls vom „Wachsen“. Der Einfluß des Kohlenstoffs und des Siliziums auf die Geschwindigkeit des Karbidzerfalls. Kennzeichnung der Vorgänge auf Grund der dilatometrischen Analyse. Nachprüfung durch die metallographische Gefügeuntersuchung. Stellungnahme zu den bestehenden Theorien.)*

(Hierzu Tafel 4.)

Es ist bekannt, daß graues Eisen nach wiederholter Erhitzung und Abkühlung auf Temperaturen oberhalb  $A_1$  eine irreversible Volumenvergrößerung erfährt. Aber auch mäßiger Temperaturerhöhungen führen unter Umständen zum Wachsen.

Während Outerbridge<sup>1)</sup> und später auch Okôchi und Satô<sup>2)</sup> das Wachsen auf den Druck

der eingeschlossenen Gase bei steigenden Temperaturen zurückführen, billigen Rukan und Carpenter<sup>3)</sup> den Gasen nur eine untergeordnete Bedeutung zu. Neuerdings hat Kikuta<sup>4)</sup> die Theorie von der Wirksamkeit des Gasdrucks experimentell widerlegt. Auch die von Rukan und Carpenter vertretene Oxydationstheorie wird von Kikuta als unhaltbar

<sup>1)</sup> Outerbridge: Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 35 (1905), S. 223.

<sup>2)</sup> M. Okôchi u. N. Satô: J. Coll. Engg. Tokyo Imp. Univ. 10 (1920), S. 53.

<sup>3)</sup> Rukan u. Carpenter: J. Iron Steel Inst. 80 (1909), S. 29.

<sup>4)</sup> Kikuta: Science Rep. Tohoku Univ. 11 (1922), S. 1.

ezeichnet, wengleich die durch die Oxydation der Begleitelemente des Eisens ausgeübte „zusätzliche“ Wirkung auf das Ausmaß des Wachsens bei Erhitzung in Luft nicht bestritten werden konnte. Kikuta bezeichnet als Grund für das eigentliche „Wachsen“ die zeitlich verschobenen dilatometrischen Effekte bei  $Ac_1$  bzw.  $Ar_1$ , verursacht durch die ungleichmäßigen Lösungs- bzw. Ausscheidungs Vorgänge der Kohlenstoffformen, die zu feinen (Spannungs-) Rißbildungen und damit zur irreversiblen Auflockerung des Eisens führen.

Okôchi und Satô, die sich bei ihren Versuchen des nach Honda umgebauten Dilatometers bedienen, konnten das eigentliche „Wachsen“ des Graueisens von der durch den Karbidzerfall bei erstmaliger Erhitzung verursachten Ausdehnung begrifflich trennen. Leider geben diese Forscher ihren

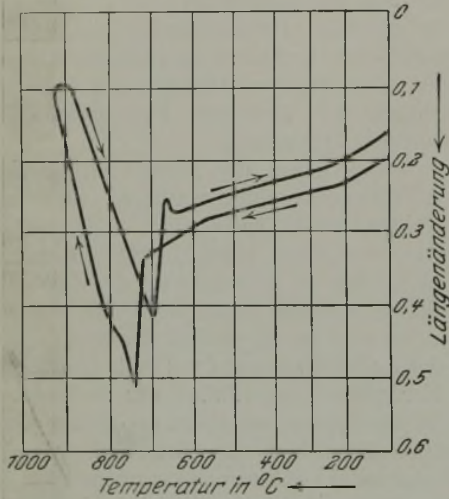


Abbildung 1. Differentialausdehnungskurve eines P. D. 18-Stahls von Krupp.

(Nach Originalkurven umgezeichnet.)

Arbeiten nur subjektiv aufgenommene idealisiert umgezeichnete dilatometrische Kurven gleicher Strichstärke bei, deren Beweiskraft aber stark beeinträchtigt erscheint, wie ein Vergleich mit den Originalkurven der vorliegenden Arbeit lehren wird.

Wird ein stark übereutektoider reiner Stahl, z. B. das Kruppsche P. D. 18-Material (1,75 % C, 0,11 % Mn, 0,08 % Si), der dilatometrischen Analyse unterworfen (die Länge des Probestabes betrug wie auch bei den übrigen untersuchten Proben 40 mm), so tritt nach einer mit der magnetischen Umwandlung des Zementits bei etwa 220° zusammenhängenden<sup>5)</sup> Richtungsänderung der Differential-Ausdehnungskurve (und einer ursächlich noch ungeklärten schwachen Richtungsänderung im Temperaturbereich um etwa 600°) durch weitere Temperatursteigerung bei 720° die bekannte  $\alpha/\gamma$ -Kontraktion ein, welcher eine starke kontinuierliche Dilatation folgt, die durch Inlösengehen des Sekundärzementits<sup>6)</sup> verursacht ist, wobei allerdings zu berücksichtigen ist, daß der gegenüber dem  $\alpha$ -Eisen größere Ausdehnungskoeffizient des  $\gamma$ -Eisens die Richtung der

Kurve in gleichem Sinne beeinflusst (Abb. 1). Die unmittelbar an die  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung sich anschließende verstärkte Kontraktion (Haken) wird von Portevin und Chevenard<sup>7)</sup> auf die Temperaturdifferenz

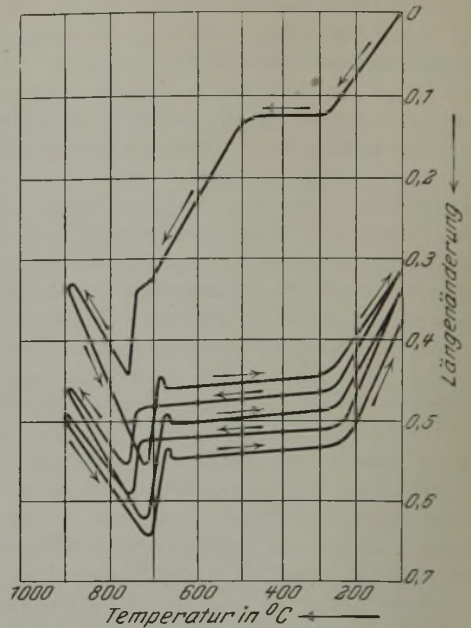


Abbildung 2. Differentialausdehnungskurve eines in Kokille gegossenen weißen, siliziumfreien Roheisens mit 4,3 % C. Anlaßkurve und dreimalige Nacherhitzung. (Nach Originalkurven umgezeichnet.)

zwischen Probe und modifikationsfreiem Vergleichsstab am Ende der Umwandlung zurückgeführt; Honda<sup>8)</sup> sucht diesen Haken als Verdoppelungs-

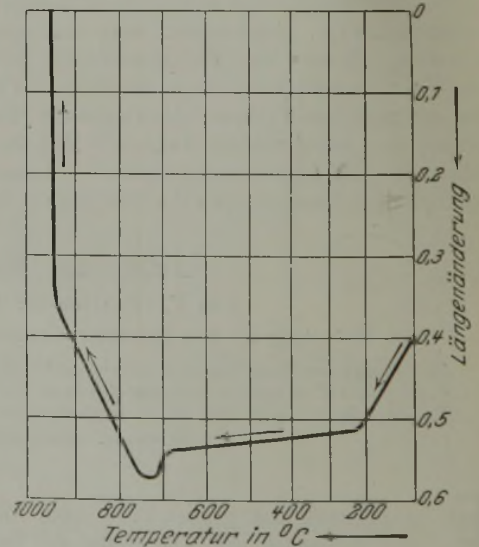


Abbildung 3. Differentialausdehnungskurve eines in Kokille gegossenen mangan- und siliziumfreien Eisens mit 5,15 % C. (1. Erhitzungskurve, nach [der Originalkurve umgezeichnet.)

erscheinung des Perlitpunktes zu deuten, während neuerdings Daweke<sup>9)</sup> als Ursache dieser Erschei-

<sup>5)</sup> Vgl. Chevenard: Foundry Trade J. 30 (1924), S. 411.

<sup>6)</sup> Maurer: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenf. 1 (1920), S. 39.

<sup>7)</sup> Comptes rendus 172 (1921), S. 1490.

<sup>8)</sup> K. Honda: J. Iron Steel Inst. 100 (1919), S. 417.

<sup>9)</sup> St. u. E. 45 (1925), S. 786.



nung ein Nachhinken der Karbidausscheidung hinter der  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung annimmt.

Die entsprechende Kurve eines in Kokille gegossenen weißen Roheisens mit 4,3 % C, 0,05 % Si, 0,02 % S, 0,04 % P und Spuren von Mangan deckt

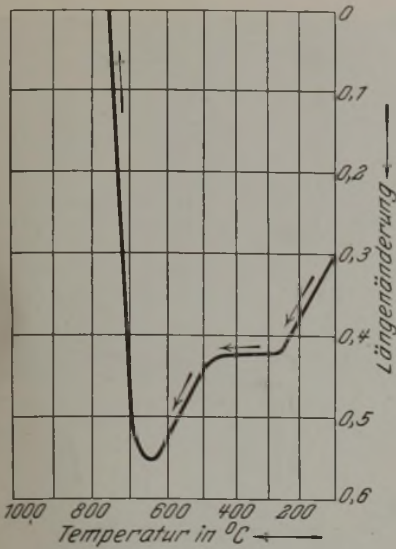


Abbildung 4. Differentialausdehnungskurve eines in Kokille gegossenen Eisens mit 4,5 % C und 1,32 % Si. (1. Erhitzungskurve, nach der Originalkurve umgezeichnet.)

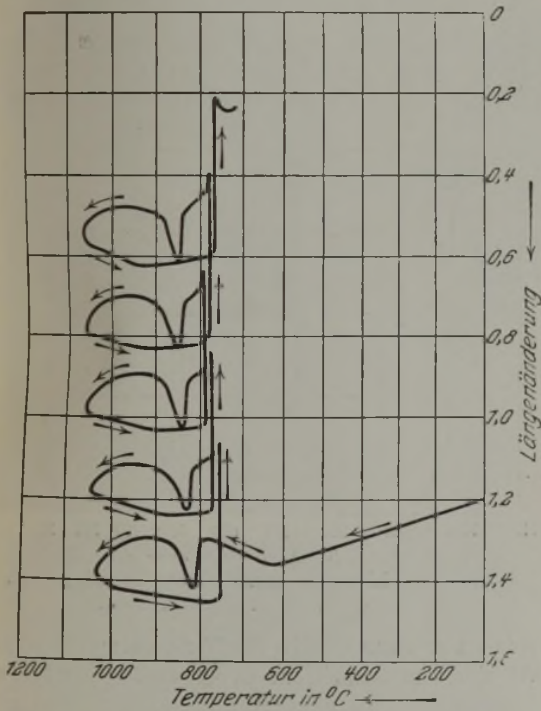


Abbildung 5. Differentialausdehnungskurve eines grau erstarrten Eisens mit 4,82 % C und 1,92 % Si. Anlaßkurve und viermalige Nacherhitzung.

sich völlig mit der allgemeinen Tendenz der P. D. 18-Kurve mit dem Unterschied, daß die erste Erhitzungs- (Anlaß-) Kurve, wahrscheinlich infolge starker Gießspannungen und teilweise stattgehabter Härtung, eine abweichende Neigung besitzt. Wieder-

holte Erhitzungen auf ungefähr 900° geben völlig reversible dilatometrische Vorgänge (vgl. Abb. 2). Höher gekohlte siliziumfreie Eisensorten dagegen können schon bei der ersten oder zweiten Erhitzung eine durch Karbidzerfall bedingte irreversible Ausdehnung erfahren.

Dieser Zerfall freien Zementits setzte bei einem Roheisen mit 4,6 % C, 0,04 % Si, 0,04 % P, 0,02 % S und Spuren von Mangan bei etwa 1060° ein. Ein gleich zusammengesetztes Roheisen, jedoch mit 5,15 % C,

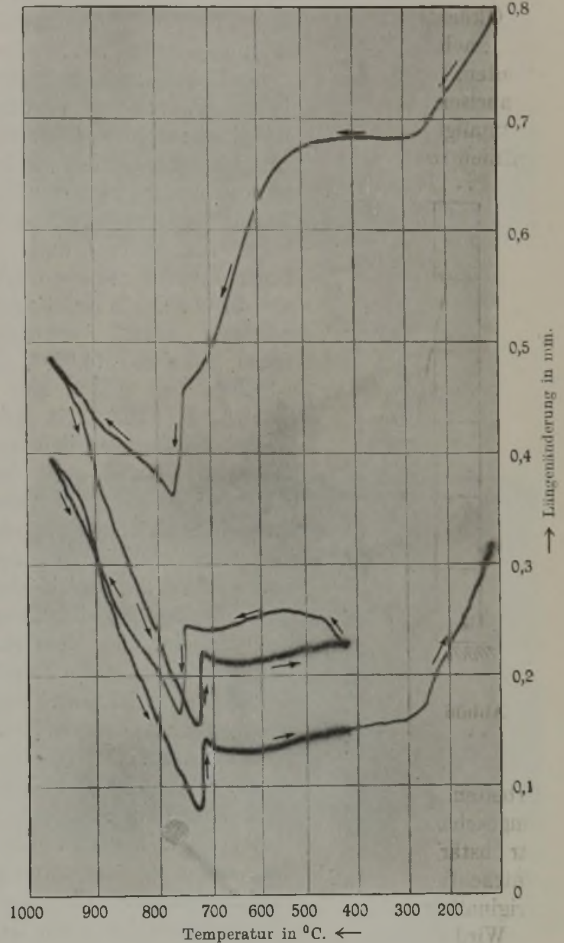


Abbildung 6. Weißes Roheisen mit 4,01 % C, 0,05 % Si. Anlaßkurve und 1. Nacherhitzung.

zeigte den Karbidzerfall bei etwa 960° (Abb. 3). Mit wachsendem Kohlenstoffgehalt sinkt also die Temperatur einsetzenden Karbidzerfalls. In demselben Sinne wie ein zunehmender Gesamtkohlenstoffgehalt, aber in weit stärkerem Ausmaß, wirkt ein Siliziumgehalt im Roheisen auf die Zerfallsgeschwindigkeit des Karbids, und ein in Kokille gegossenes Eisen mit 4,5 % C, 1,32 % Si, 0,03 % S, 0,02 % P und Spuren von Mangan zeigte auf der Anlaßkurve (1. Erhitzung) schon von etwa 650° an stark zunehmenden Karbidzerfall (vgl. Abb. 4). Ein grau erstarrtes Eisen mit 4,82 % C (4,41 % Graphit) und 1,92 % Si (sonstige Verunreinigungen gering) dagegen zeigte, da es frei war von überperlitischem Zementit, keine Anomalie auf der Anlaßkurve mehr,

jedoch eine zunehmende irreversible Dilatation bei Pendelung um den  $A_1$ -Punkt (vgl. Abb. 5).

Während die bisherigen Versuche mit Apparaten aufgenommen waren, welche dem Chevenardschen Differentialdilatometer nachgebildet waren, konnten die folgenden für die Auslegung der Wachstumsvorgänge besonders wert-

vollen Kurven mit einem im hiesigen Eisenhüttenmännischen Institut vollkommen neu durchkonstruierten Universal-Differentialdilatometer (mit verschiedener Uebersetzungsmöglichkeit) gewonnen<sup>10)</sup> werden, wobei unmittelbar auf Bromsilberpapier registriert wurde, um von der Plattengröße unabhängig zu sein. Abb. 6 zeigt Anlaßkurve und 1. Nacherhitzung zwischen 420 und 975° eines in Kokille gegossenen reinen schwedischen Roheisens (4,01 % C, 0,05 % Si, 0,13 % Mn, 0,018 % P, 0,015 % S). Die starken Gießspannungen verursachen, ähnlich wie bei Abb. 2, eine ausgeprägte Senkung der Anlaßkurve und ein langsames Abklingen der Spannungen, das auch bei der nachfolgenden Behandlung noch zu schwacher Kontraktion führt, eine Beobachtung, welche schon Rugan und Carpenter an weißem Roheisen machten. Der  $A_0$ - (Zementit-) Effekt ist und bleibt stark ausgebildet. Der  $A_{11}$ -Haken ist deutlich ausgebildet, ebenso auf der zweiten Erhitzungskurve die verstärkte Dilatation nach der  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung. Ein Karbidzerfall tritt nicht ein. Die inneren Vorgänge bleiben reversibel. Abb. 7 und 8 entsprechen demselben schwedischen in Kokille gegossenen weiß erstarrten Roheisen, dem aber im Schmelzfluß etwa 1 % Si zugeführt worden war. Betrachten wir zunächst die dilatometrischen Effekte bei

tion bei  $A_{c1}$  und das Eisen „wächst“. Offenbar werden durch jede Erhitzung auf etwa 1000° neue Keime für den Karbidzerfall (vor allem den des Perlitzeimentits) geschaffen, die sich im Gebiet erhöhter Kristallisationsgeschwindigkeit des Graphits bei  $A_{r1}$  auswirken können und zum Karbidzerfall führen; dieser

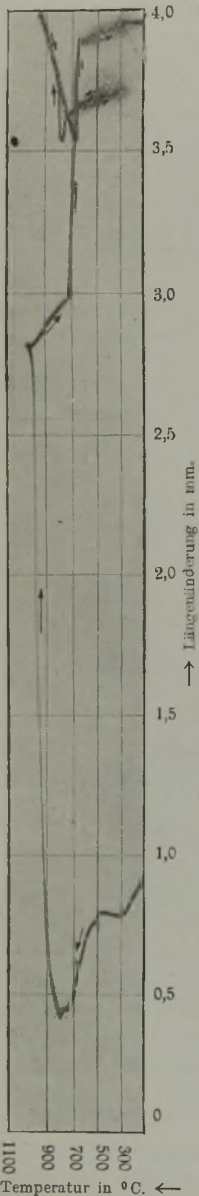


Abbildung 7. Weißes Roheisen mit 1 % Si. Anlaßkurve u. 1. Nacherhitzung. (Schwache Hebelübersetzung des Dilatometers.)

$A_{c1}$  bzw. bei  $A_{r1}$  der 3. bis 6. Erhitzung in Abb. 8, so sehen wir, daß mit zunehmender Pendelungsanzahl diese kontinuierlich abnehmen; stets aber ist die Dilatation bei  $A_{r1}$  größer als die zugehörige Kontrak-

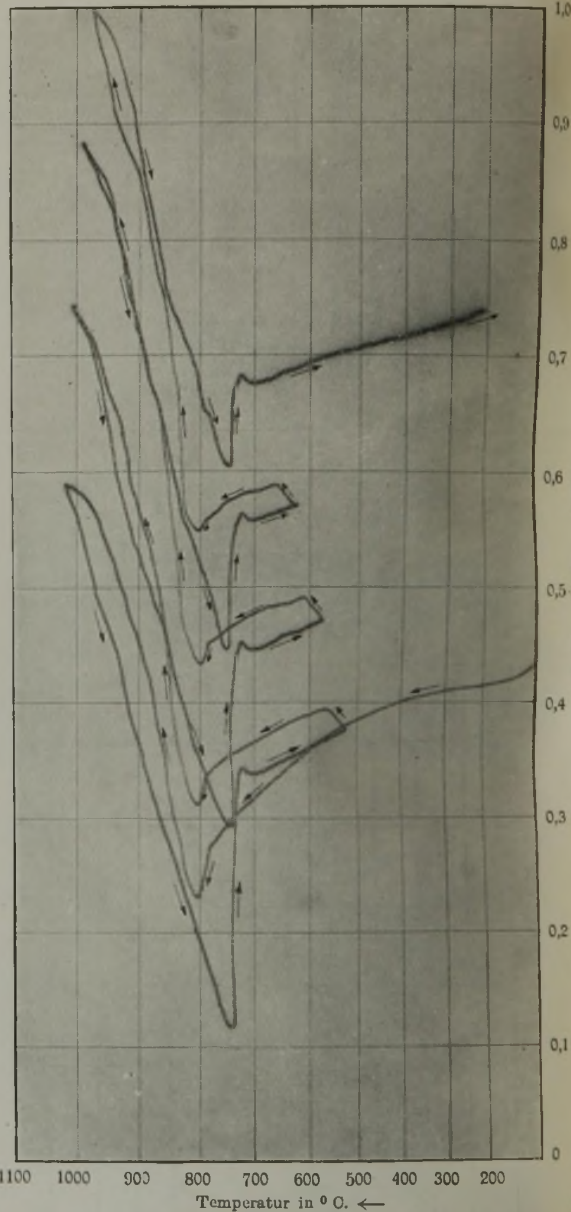


Abbildung 8. Weißes Roheisen mit 1 % Si. 2. bis 6. Nacherhitzung.

spielt hier dann also in das Temperaturgebiet von  $A_1$  hinein und führt zur Ueberlagerung der beiden Vorgänge. Daß diese Auffassung zutreffend ist, beweist die Abb. 7, welche die Anlaß- und erste Erhitzungskurve dieses Eisens wiedergibt. Der Haken auf der Anlaßkurve (man beachte hier die schwächere Uebersetzung des Dilatometers gegenüber Abb. 8) bei etwa 800° (in Uebereinstimmung mit der Lage von  $A_{c1}$  in Abb. 8) kennzeichnet den Beginn der mit Kontraktion verbundenen  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung. Unmittelbar darauf aber setzt ein starker Karbidzer-

<sup>10)</sup> Ueber die Konstruktion dieses Universalapparates kann erst in einer späteren Veröffentlichung Näheres mitgeteilt werden.

Dr.-Ing. H. Meyer und Dr.-Ing. W. Wesseling: Die Aenderung der Festigkeitseigenschaften überwiegend perlitischer Stähle durch Wärmebehandlung.

x 200

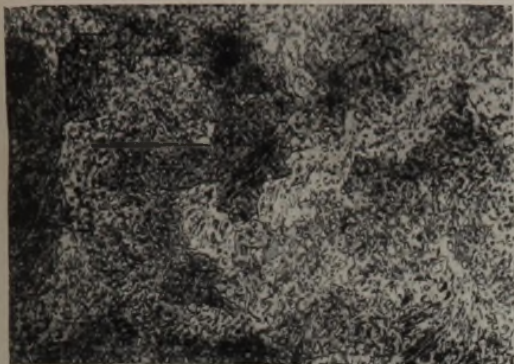


Abbildung 1. Ferritkornätzung im körnigen Perlit eines geschmiedeten Stahles mit 0,82 % C (Aetz-Anlaßverfahren).

x 500



Abbildung 2. Wie Abbildung 1.

x 150



Abbildung 3. Stahlguß mit 0,75 % C (Aetzung: alkoholische Salpetersäure).

x 100

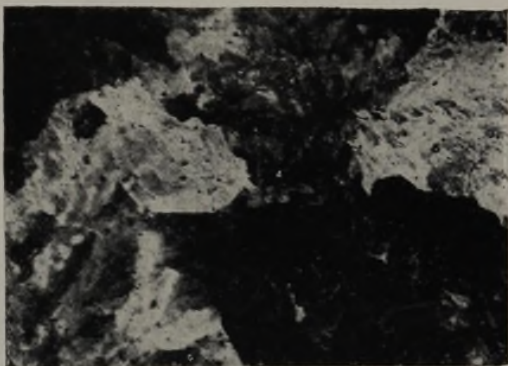


Abbildung 4. Walzstahl mit 0,935 % C, geglüht bei 1300° (Aetzung: alkoholische Salpetersäure, angelassen auf Braunfärbung).

x 1000

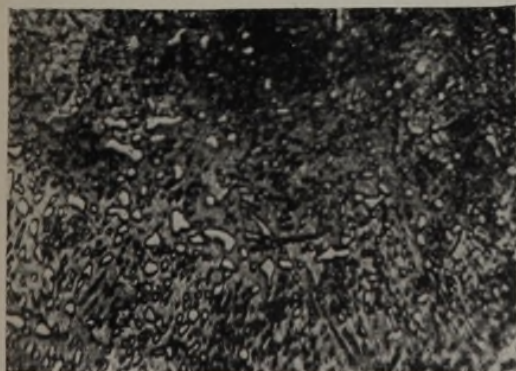


Abbildung 6. Walzstahl mit 0,935 % C, nach halbstündiger Glühung bei 850° im Ofen abgekühlt.

x 1000

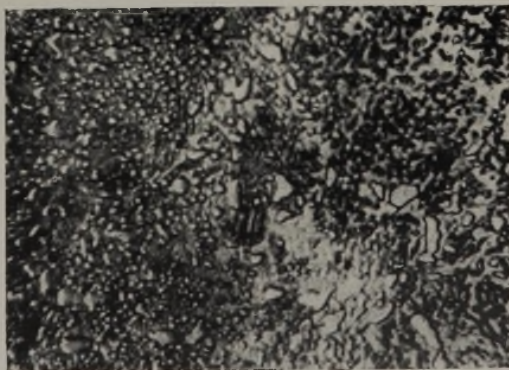


Abbildung 7. Walzstahl mit 1,15 % C, nach halbstündiger Glühung bei 1000° im Ofen abgekühlt.

P. Oberhoffer und E. Piwowarsky: Ueber das Wachsen von Graueisen.

× 500



Abbildung 10.  
Schwach mit 5 %  $\text{HNO}_3$ /Alk. geätzt.  
Gefüge des gependelten, weißen, schwedischen Roheisens ohne Silizium.  
Vgl. Abb. 6.

× 500

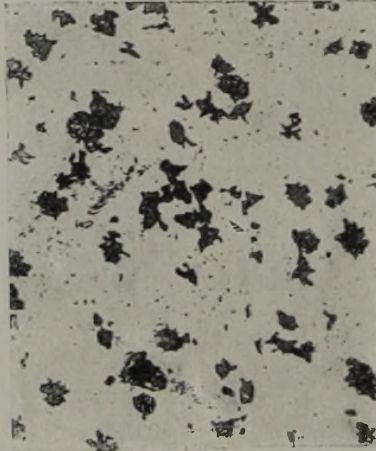


Abbildung 11.  
Ungeätzt  
Gefüge des ursprünglich weiß erstarrten, siliziumhaltigen, schwedischen Roheisens nach sechsmaliger Pendelung.  
Vgl. Abb. 7 und 8.

× 500



Abbildung 12.  
Angeätzt mit 5 %  $\text{HNO}_3$ /Alk.  
Gefüge des meliert erstarrten, siliziumhaltigen, schwedischen Roheisens nach sechsmaliger Pendelung.  
Vgl. Abb. 9.

× 150



Abbildung 13.  
Gefügeausbildung einer Gußeisenprobe nach Erreichen des Endzustandes der Volumenzunahme.  
(Nach Rugan und Carpenter.)

fall ein; dieser kompensiert nicht nur die  $\alpha/\gamma$ -Kontraktion, sondern führt sogar zu einer sehr starken irreversiblen Dilatation, die bei  $Ar_1$  erneut einsetzt.

Abb. 9 ist die Originalkurve des gleichen Eisens mit 1% Si mit dem Unterschied, daß das Eisen in eine trockene, etwas vorgewärmte Sandform abgegossen worden war, so daß das Eisen meliert erstarrte. Durch das Vorhandensein von Graphit setzt der Karbidzerfall auf der Anlaßkurve bereits bei  $725^\circ$  ein, jedoch nicht so heftig und auch quantitativ natürlich mäßiger. Er kompensiert daher die bei  $800^\circ$  (durch den Siliziumgehalt erhöht) einsetzende  $\alpha/\gamma$ -Kontraktion nur teilweise. Ob die Unterbrechungen der Dilatationskurve nach erfolgter  $\alpha/\gamma$ -Umwandlung auf die Einwirkung von Gasen zurückzuführen sind oder im Zusammenhang mit dem Zerfall noch unzersetzter, freier, übereutektoider Karbidreste stehen, konnte nicht entschieden werden. Die weitere Tendenz der Kurve deckt sich mit dem Verlauf der 3. bis 6. Erhitzungskurve des ursprünglich weißen Eisens gleicher Zusammensetzung, d. h. das Eisen wächst vermöge der positiven Differenz in den dilatometrischen Effekten bei  $Ac_1$  bzw.  $Ar_1$ .

Die vorliegenden Versuche bestätigen im Grunde die Berechtigung der begrifflichen Trennung des mit starker, plötzlicher Dilatation verbundenen Zerfalls des freien Zementits von dem darauffolgenden kontinuierlichen „Wachsen“. Für dieses Wachsen werden folgende Erscheinungen maßgebend sein:

1. der zunehmende Zerfall des perlitischen Karbids;
2. die zunehmende Auflockerung des Gefüges im Sinne der Kikutaschen Theorie;
3. die zunehmende Oxydation der Risse und der den Graphit umgebenden Flächen im Sinne der Ruganschen und Carpenterschen Theorie (bei Erhitzung in Luft).

Da nach etwa 10 bis 20 Erhitzungen der Karbidkohlenstoff völlig in elementaren Kohlenstoff übergeführt sein dürfte, so kommen für das weitere Wachsen nur die Gründe 2 und 3 in Frage. Die bestimmende Bedeutung der eingeschlossenen Gase für das Zustandekommen einer irreversiblen Umwandlung erscheint zweifelhaft, da selbst unter der Annahme völliger Gasundurchlässigkeit bei höheren Temperaturen in der Gegend von  $1000^\circ$  nur mit einem Druck von 3 bis 4  $kg/cm^2$  zu rechnen ist.

Die Klärung der Wachstumsvorgänge bei Temperaturen unterhalb des  $Ar_1$ -Punktes muß weiteren Arbeiten vorbehalten bleiben, doch scheint insbesondere bei siliziumreicheren Eisensorten auf Grund der vorliegenden Versuche die Annahme von langsam fortschreitendem Karbidzerfall in Verbindung mit Oxydationserscheinungen gemäß der Theorie von Rukan und Carpenter am treffendsten zu sein.

In Übereinstimmung mit den dilatometrischen Versuchen steht das Ergebnis der Gefügeuntersuchung an den gependelten Proben. Abb. 10 (siehe Tafel 4) beweist die große Widerstandsfähigkeit des siliziumfreien weißen Roheisens (vgl. Abb. 6) gegen den Karbidzerfall. Durch die wiederholte Erhitzung auf etwa  $1000^\circ$  haben sich nur ganz vereinzelte

Graphitkeime gebildet, die Grundmasse ist so gut wie unverändert. Der Schliff war absichtlich nur schwach angeätzt worden, um neben der ledeburitischen Grundmasse noch die Temperkohleausscheidungen deutlich hervortreten zu lassen.

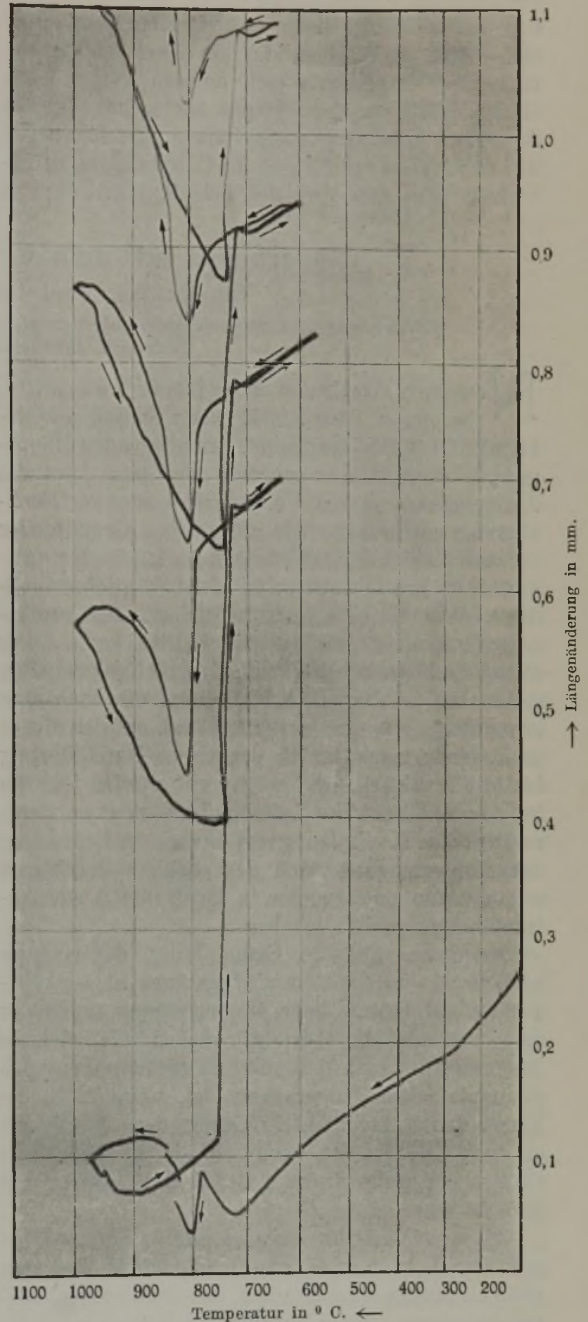


Abbildung 9. Weißes Roheisen mit 1% Si. Anlaßkurve und 1. bis 4. Nacherhitzung.

Abb. 11 zeigt, daß der freie, übereutektoide Zementit völlig und entsprechend den Beobachtungen bei den dilatometrischen Versuchen (vgl. Abb. 7 und 8) offenbar bereits durch die erste Erhitzung zum Zerfall gebracht worden war. Der fortschreitende perlitische Karbidzerfall mit zunehmender Erhitzungsanzahl kommt in den feinen

eutektoidähnlichen Temperkohleausscheidungen der Grundmasse klar zum Ausdruck.

Abb. 12 dagegen zeigt, daß die graphitische Gefügeausbildung (vgl. Abb. 9) im wesentlichen noch unverändert geblieben ist. Zwar kann bei der starken vorliegenden Vergrößerung bereits beobachtet werden, daß auch hier ein fortschreitender Perlitfall eingetreten war, wobei die zur Ausscheidung gelangende Temperkohle sich an den vorhandenen Graphitblättchen abgeschieden hatte, daß aber die Anzahl der Erhitzungen noch nicht ausgereicht hatte, um den Endzustand dieses Zerfallvorganges zu bewirken. Ein zum Vergleich beigegefügter Abzug aus

dem Aufsatz von Rugan und Carpenter (vgl. Abb. 13) zeigt die typische Anordnung des graphitischen Gefüges nach Erreichung des stationären Zustandes.

#### Zusammenfassung.

An Hand von Originalkurven wird der Mechanismus des Wachsens von Eisen kritisch besprochen und Stellung genommen zu den bestehenden Theorien.

An dieser Stelle sei Herrn Dipl.-Ing. Thielmann, vor allem aber dem wissenschaftlichen Assistenten am Institut Herrn Dipl.-Ing. H. Esser für die verständnisvolle Mitarbeit Dank und Anerkennung ausgesprochen.

## Neuerungen auf dem Gebiete des Schleudergusses.

Von Dr.-Ing. Carl Pardun in Gelsenkirchen.

(Entwicklung des Schleudergußverfahrens. Kritische Betrachtungen der neueren Ausführungsarten. Technische Einzelheiten. Zusammenfassung.)

Neuerungen bedeuten nicht immer Fortschritte, besonders dann nicht, wenn es sich um Gebiete handelt, die durch einen grundlegenden Hauptgedanken erschlossen wurden, aus dem dann die Anregung zu weiterem Fortschreiten oder zur Nachahmung entsprang. Als ein solcher Grundpfeiler auf dem Gebiet des Schleudergusses ist das Briede-Verfahren<sup>1)</sup> zu betrachten mit der beweglichen Gießrinne, ohne die eine wirtschaftliche Schleuderrohrherzeugung nicht durchgeführt werden kann. Die Gelsenkirchener Bergwerks-A.-G., Abteilung Schalke, steht eben im Begriff, mit Rohren, die nach dem genannten Verfahren hergestellt sind, auf den Markt zu kommen, nachdem die praktische Durchführung bis in alle Einzelheiten ausgeprobt worden ist. Es ist das Verdienst des Leiters dieses Werkes, Bergassessors a. D. F. Burgers, die große Bedeutung der Rohrerzeugung nach dem Schleuderverfahren erkannt und es als erster in Deutschland zur Anwendung gebracht zu haben.

An dem erwähnten Grundpfeiler, der genauer ausgedrückt in der Abwicklung eines Flüssigkeitsbandes auf Grund einer Drehbewegung und einer Längsverschiebung besteht, suchen die meisten Neuerungen zu rütteln, ein Bestreben, das auch dann als solches zu erkennen ist, wenn z. B. die Vermeidung einer Abschreckung des Metalls an eisernen Drehformen, wodurch ein nachfolgendes Glühen der Rohre bedingt ist, in den Vordergrund gerückt ist.

Als bezeichnendes Beispiel hierfür ist zunächst das Verfahren von Moore<sup>2)</sup> zu nennen, der den alten Gedanken einer eisernen, mit Sand ausgekleideten Drehform wieder aufgegriffen hat. Die Sandauskleidung muß naturgemäß für jeden Guß erneuert werden. Diesen Umstand glaubt er durch Einbeziehung neuzeitlicher Formeinrichtungen beheben zu können. Das Sandfutter wird nämlich auf einer Rüttelmaschine hergestellt und durch besondere Einrichtungen mit einem Ueberzug versehen. Die Verteilung und Ausbreitung des Eisens geht in einer

derartigen Form ohne Eingußvorrichtung vorstatten. Es kommt diesem Verfahren zugute, daß in den anglikanischen Ländern nur Rohrlängen von 3,65 m (12 Fuß) üblich sind. Bei den deutschen Längen von 5 m dürfte das Eisen schwerlich ohne hemmenden Temperaturverlust vom Eingüßende über die ganze Form fließen. Die Erfahrung hat gelehrt, daß Temperaturunterschiede des Eisens leicht zu ungleicher Wandstärke führen.

Der Nachteil einer jedesmaligen Futtererneuerung, die naturgemäß außerhalb der Schleudermaschine vor sich geht, dürfte schwerlich im Wegfall des Glühens einen Ausgleich finden. Nun geht weiterhin in der Sandform die Erstarrung des Metalls nur langsam vor sich; es ist infolgedessen sehr lange dem Einfluß der Fliehkraft ausgesetzt. Der große Unterschied in der Erstarrungsgeschwindigkeit bei eisernen Drehformen und Sanddrehformen erhellt deutlich aus den Wärmeleitzahlen von Eisen und Sand, die sich ungefähr wie 56:1 verhalten<sup>3)</sup>. Während des ausgedehnten Erstarrungszeitraums werden naturgemäß in hohem Maße Mischkristalle, leichtere Legierungselemente und Verunreinigungen auf der Innenseite abgelagert und bilden dort nach beendeter Erstarrung eine stark runzelige Oberfläche. Diese Erscheinung hat es nach Moldenke<sup>4)</sup> erforderlich gemacht, die raue Innenseite der Rohre durch Schleifen oder Einschleudern eines Betonüberzuges zu glätten.

Mit einer eigenen Bauart zum Schleudern von Rohren ist inzwischen auch der Brasilianer Arens<sup>5)</sup> hervorgetreten, der erste Mitarbeiter des amerikanischen Schleudermannes De-Lavand. Er hat die offene Gießrinne des Briedeverfahrens durch ein geschlossenes ausgekleidetes Gießrohr ersetzt. Erstarrte Rückstände, Verunreinigungen und Beschädigungen erfordern bei jedem Guß eine neu zugestellte Gießröhre, also eine ähnliche Umständlichkeit wie beim Mooreverfahren. Einen Fortschritt

<sup>3)</sup> „Hütte“, Taschenbuch für Eisenhüttenleute, 2. Aufl. (Berlin; u. Helmhold Ernst & Sohn 1922), S. 252.

<sup>4)</sup> Iron Age 114 (1924), S. 697.

<sup>5)</sup> D. R. P. Nr. 392 403, vom 20. März 1924; vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 1532.

<sup>1)</sup> D. R. P. Nr. 242 307, vom 30. Dez. 1910; vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 909.

<sup>2)</sup> Amerik. Patent Nr. 147 105, vom 16. Okt. 1923.

kann diese Anordnung unmöglich bedeuten, wenn man den Arbeits- und Kostenaufwand betrachtet, den die zahlreich erforderlichen Röhren bedingen. Die Metallzuteilung erreicht Arens durch eine Bodenstopfenpfanne von berechnetem Inhalt, deren Ausflußgeschwindigkeit durch Höhenänderung geregelt werden kann.

Die Reinigung einer offenen Rinne Briedescher Bauart verursacht keine Schwierigkeiten; trotzdem ist der bei schnell aufeinander folgenden Güssen erforderliche Zeitaufwand hierfür von Bedeutung. Bei den kleineren Rohrweiten beträgt eine Maschinenleistung bis zu 30 Güssen in der Stunde. Deshalb sah sich Holthaus <sup>6)</sup> veranlaßt, mehrere seitlich verschiebbare Rinnen zu einer Gruppe zu vereinigen, von denen jeweils eine zum Gießen vor die Drehform gefahren wird, während die anderen in Ordnung gebracht werden können. Auf Grund der vorerwähnten Leistungszahlen wäre also bei dem Arensverfahren eine erhebliche Anzahl arbeitsbereiter Gießröhren erforderlich. Letzteres Verfahren dürfte übrigens nicht ohne weiteres anwendbar sein, da es ebenso wie das Briedeverfahren eine Längsbewegung von Drehform und Gießröhre vorsieht.

Der Amerikaner W. W. Weitling <sup>7)</sup> hat dem Kipptrog neue Gestalt verliehen, ausgehend von der Tatsache, daß durch Aufwickeln einer Keilfläche auf einen Zylinder eine Schraubenlinie entsteht. Im allgemeinen besteht der Kipptrog aus einem röhrenförmigen Behälter mit rechteckigem Ausschnitt auf der Oberseite, dessen Längsseiten zur Mittellinie parallel laufen. Weitling hat die Gießkante keilförmig ausgebildet. Beim Kippen des Troges nach der Seite der keilförmigen Gießkante beginnt das Metall zuerst am äußersten Ende überzuströmen und schreitet dann allmählich längs der Kante bis zum anderen Ende fort. Wenn nicht die allgemeinen Schwierigkeiten des Kipptroges bestehen geblieben wären, wie Sauberhalten der Gießkante, genaue wagerechte Lage des Troges und besonders das schwer vermeidbare Verziehen, so könnte man in dieser Ausführung einen Ersatz der Rinnenlängsbewegung erblicken. Diese Schwierigkeiten wachsen mit der Länge der Gußstücke und der Abnahme der Wandstärke. Ein freitragender, mit Eisen gefüllter Trog ist in der umlaufenden Drehform schwer schwingungsfrei zu halten; eine beiderseitige Unterstützung ist dagegen für einen schnell arbeitenden Betrieb hinderlich.

Beachtung verdient die unter dem Namen Henry-Weitling-Peake-Verfahren <sup>8)</sup> bekanntgewordene Schleudereinrichtung, die sich ebenfalls die Ausschaltung des Glühens zum Ziel gesetzt hat, jedoch unter Beibehaltung eiserner Drehformen. Aus der Hartgußherstellung ist bekannt, daß eine Abschreckung von Gußeisen vermieden wird, wenn die Schreckschalen auf höhere Temperaturen erhitzt sind. Unter diesem Gesichtspunkt würde es keine

Schwierigkeiten bereiten, die Drehform auf die erforderliche Temperatur anzuwärmen; immerhin muß dann jedoch die mit den einzelnen Güssen eingebrachte Wärme abgeführt werden. Wasserdampf bereitet hierfür zu große Schwierigkeiten wegen des dabei auftretenden hohen Druckes. Es ist schon vorgeschlagen, Oele <sup>9)</sup> mit höheren Siedepunkten als Kühlmittel zu verwenden. Das Henry-Weitling-Peake-Verfahren benutzt an dessen Stelle Quecksilber zur Wärmeableitung. Bei einem Verdampfungspunkt des Quecksilbers von 357° treten in dem Temperaturbereich von 450 bis 500° Drücke von 4 bis 6 kg/cm<sup>2</sup> auf, die sich in der Schleudermaschine noch bewältigen lassen. Zur Vermeidung von Verlusten läßt das Verfahren den Quecksilberdampf nach dem Guß in eine zweite Maschine übertreten und dort kondensieren. Dieser Vorgang wiederholt sich bei jedem Guß. Das Verfahren sieht weiterhin vor, die überschüssige Wärme einer aus mehreren Einheiten bestehenden Schleudergußanlage zur Dampferzeugung zu verwenden.

Während nach dem vorherbeschriebenen Verfahren die zu schnelle Erstarrung des Metalls in eisernen Drehformen verhütet werden soll, legt Arens gemäß einer englischen Patentanmeldung <sup>10)</sup> Wert darauf, die große Abkühlungsgeschwindigkeit aus Gründen der Stoffvergütung beizubehalten. Diese Erfindung befaßt sich mit einem der wichtigsten Punkte des Schleuderverfahrens, der Haltbarkeit von eisernen Drehformen. Das große Temperaturgefälle der gekühlten Drehformen führt während des Gießens eine Ausdehnung der Innenfaser und eine Zusammenziehung der Außenfaser herbei. Zur Vermeidung solcher ungünstigen Beanspruchungen stellt Arens die Drehform aus zwei konzentrischen Mänteln her, die sich bei ungleichen Temperaturverhältnissen unabhängig voneinander ausdehnen können; außerdem lassen sie einen Mantelringraum zwischen sich frei, der mit Quecksilber oder einem leicht schmelzenden Metall gefüllt ist. Diese Bauart gestattet, daß der innere hochbeanspruchte und teure Mantel schwächer ausgeführt werden kann, während der Außenmantel, aus einfachem Stoff bestehend, eine erhöhte Lebensdauer erhält.

Wüst hat sich hinsichtlich des bestgeeigneten Baustoffes für Drehformen gutachtlich für Nickelstahl ausgesprochen. In England und Amerika bevorzugt man Drehformen aus Chromnickelstahl. Nach persönlicher Mitteilung sollen letztere 1500 bis 1800 Güsse aushalten. Man ist leicht geneigt, zum Vergleich die Stahlwerkskokille heranzuziehen, bei der ähnlich starke Temperaturbeanspruchungen auftreten. Für sie ist bisher noch kein besserer Werkstoff als Hämatiteisen gefunden worden. Angestellte Versuche haben ergeben, daß mit diesem Eisen auch bei Drehformen befriedigende Leistungen erzielt wurden.

Die Steuerung von Rohrschleudermaschinen erfolgt meist von einem gemeinsamen Führerstand aus;

<sup>6)</sup> D. R. P. Nr. 402 803, vom 29. Januar 1924; vgl. St. u. E. 45 (1925), S. 848.

<sup>7)</sup> Amerik. Patent Nr. 1 500 428, vom 31. März 1922.

<sup>8)</sup> Iron Age 114 (1924), S. 1674.

<sup>9)</sup> D. R. P. Nr. 379 032, vom 25. Dezember 1922; vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 504.

<sup>10)</sup> Engl. Anmeldung Nr. 225 818, vom Jahre 1924.

von Wichtigkeit ist dabei die rechtzeitige Ingangsetzung der Längsbewegung. Von ihr hängt die Erzielung der richtigen Wandstärke beim Beginn des Schleudervorganges ab. Um diese Fehlerquelle von der Geschicklichkeit der Bedienung unabhängig zu machen, leitet eine französische Erfindung<sup>11)</sup> die Längsbewegung selbsttätig auf elektrischem Wege ein. Hierzu ist am Auslaufende der Rinne ein Draht eingelegt, der in einen Stromkreis eingeschlossen ist. Nach Schmelzung des Drahtes durch das erste aus der Rinne tretende Eisen wird ein zweiter Stromkreis geschlossen, der die elektromagnetische Kuppe-

<sup>11)</sup> Französ. Patent Nr. 567 947, vom 5. September 1922.

lung des Motorantriebes für die Längsbewegung einschaltet. Am Ende der Längsbewegung erfolgt naturgemäß die selbsttätige Ausschaltung der Kuppelung. Die Erfindung enthält noch weitere Hilfsmittel für den Schleudervorgang, ohne jedoch grundsätzliche Neuerungen zu bringen.

#### Zusammenfassung.

Es wurden die in letzter Zeit bekanntgewordenen Schleuderverfahren zur Erzeugung von Röhren beschrieben und kritisch beleuchtet. Sie erwiesen sich durchweg als ein Zurückgreifen auf frühere bekannte Arbeitsweisen unter Hinzuziehung neuer Gedanken, die jedoch dem Schleudervorgang an sich fernstehen.

## Einfluß der Vorbehandlung auf die Kerbzähigkeit von Kettenwerkstoff in der Kälte.

Von Dr.-Ing. Anton Pomp in Düsseldorf.

*Anforderungen an die Kettenwerkstoffe. Vergleichende Untersuchung von Schweißisen, Flußeisen und Weichisen verschiedener Vorbehandlung [gewalzt, geglüht, überhitzt, kalt gereckt und vergütet] auf Kerbzähigkeit im Temperaturgebiet von -70 bis +100°. Herabminderung der Bruchgefahr in der Kälte durch Vergüten der fertigen Kette.)*

Es ist eine bekannte Erscheinung, daß der Widerstand des Eisens gegen stoßweise wirkende Beanspruchung mit sinkender Temperatur abnimmt, eine Tatsache, die für die Verwendung dieses Werkstoffes bei der Herstellung von Ketten besonders schwerwiegend ist, da derartige Konstruktionsteile im Betriebe häufig bei niedrigen Wärmegraden arbeiten müssen. Es sei nur an Förderketten für Braunkohlenbergwerke erinnert, die größtenteils im Freien laufen und in der kalten Jahreszeit daher starker Abkühlung ausgesetzt sind. Das gleiche gilt für Schiffsankerketten.

Bis vor wenigen Jahren wurde für die Herstellung von Ketten ausschließlich Schweißisen verwendet, das wegen seiner guten Schweißbarkeit hierfür besonders geeignet erschien. Seit Einführung elektrischer Schweißmaschinen bietet aber auch die Verarbeitung von Flußeisen zu Kettengliedern keine Schwierigkeiten mehr, so daß in den letzten Jahren dieser Werkstoff eine stets steigende Verwendung für die Kettenherstellung gefunden hat.

Es erschien daher von Wichtigkeit, durch eine vergleichende Untersuchung festzustellen, welcher dieser Werkstoffe sich für diese Zwecke am besten eignet, d. h. gegenüber Abkühlung bei tiefen Temperaturen am wenigsten empfindlich ist, wobei Wert darauf gelegt wurde, die Untersuchungen nicht nur auf das Verhalten der Werkstoffe im Walzzustande zu beschränken, sondern auch auf andere Behandlungszustände auszudehnen<sup>1)</sup>. Es wurde dabei von der Ueberlegung ausgegangen, daß während der Verarbeitung der Stangen zu Kettengliedern sowohl durch Wärmebehandlung als auch durch Formgebungsarbeiten erhebliche Änderungen in den

Eigenschaften des Werkstoffes eintreten können. Da in der fertigen Kette nicht mehr der Werkstoff im Anlieferungszustande vorliegt, gibt die Prüfung des Werkstoffes im Walzzustande keine genügenden Unterlagen für die Brauchbarkeit einer bestimmten Eisensorte für die Herstellung von Ketten. Bei früheren Untersuchungen<sup>2)</sup> ist auf den Zustand des Werkstoffes nicht genügend Gewicht gelegt worden, so daß deren Ergebnisse nicht ohne weiteres auf die Praxis übertragen werden können.

Im Laufe der Verarbeitung werden die Kettenglieder sehr stark erhitzt (Ueberhitzungsgefahr); die nur örtliche Erwärmung auf Schweißhitze bringt durch Wärmeleitung weiter abgelegene Teile des Kettengliedes auf die kritische Temperatur von 650 bis 850° und kann dort ein starkes Kornwachstum hervorrufen, da mit der Möglichkeit einer in den Walzstangen vorhandenen kritischen Kaltverformung stets gerechnet werden muß. Weiter abgelegene Teile, die auf Blauwärme erhitzt werden, nehmen gleichfalls einen hohen Grad von Sprödigkeit an, wenn beabsichtigt oder unbeabsichtigt in diesem Temperaturgebiet eine Verformung (Egalisieren) vorgenommen wird. Auch beim Kalibrieren kann durch die hierbei auftretende Kaltreckung eine Schädigung des Werkstoffes eintreten, die durch „Alterung“ noch verstärkt wird.

Um auch diese Einflüsse zu klären, wurden die in Zahlentafel 1 näher gekennzeichneten Werkstoffe.

<sup>2)</sup> E. W. Kaiser: Versuche über das Verhalten von Schweißisen und Flußeisen in der Kälte bei plötzlicher Beanspruchung. St. u. E. 41 (1921), S. 333. — W. Freitag: Ueber den vergleichweisen Widerstand von Flußeisen und Schweißisen gegen stoßweise Beanspruchung in der Kälte. Mitt. Versuchsanst. Dortmund Union 1 (1922), S. 51. — L. Guillet und J. Cournot: Ueber die Veränderung der mechanischen Eigenschaften der Metalle und Legierungen bei tiefen Temperaturen. Comptes rendus (1922), S. 384; St. u. E. 42 (1922), S. 744.

<sup>1)</sup> F. Körber und A. Pomp: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 6 (1924), S. 33; St. u. E. 45 (1925), S. 351. — E. Maurer und R. Mailänder: St. u. E. 45 (1925), S. 409/22.



ein Schweißisen und ein Flußeisen, denen zum Vergleich ein Weicheisen<sup>3)</sup> gegenübergestellt wurde, in folgenden fünf verschiedenen Behandlungszuständen untersucht:

1. Gewalzt (Anlieferungszustand). Die für diese Reihe benutzten Proben gelangten ohne weitere Vorbehandlung, so wie sie vom Walzwerk angeliefert worden waren, zur Untersuchung.

2. Geglüht. Die Proben wurden in einem gasgeheizten Muffelofen 2 st bei 920° geglüht und langsam im Ofen der Abkühlung überlassen.

3. Ueberhitzt. Die Proben wurden in dem gleichen Ofen 2 st bei 1200° geglüht und langsam im Ofen abgekühlt.

4. Kalt gereckt. Die angelieferten Stäbe erhielten auf einem Kaltwalzwerk eine Querschnittsverminderung von 10 %<sup>4)</sup>.

5. Vergütet. Die Proben wurden im gasgeheizten Muffelofen auf 920° erhitzt, in Wasser von 15° abgeschreckt und darauf auf 650° angelassen. Diese Behandlung konnte aus Materialmangel bei dem Schweißisen nicht vorgenommen werden.

Zahlentafel 1.

Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe.

| Werkstoff   | C %  | Si %  | P %   | S %   | Mn % |
|-------------|------|-------|-------|-------|------|
| Schweißisen | 0,03 | 0,065 | 0,19  | 0,013 | 0,15 |
| Flußeisen   | 0,10 | 0,04  | 0,008 | 0,014 | 0,47 |
| Weicheisen  | 0,06 | 0,014 | 0,004 | 0,023 | 0,15 |

Ein Vergleich der einzelnen Gefügebilder läßt die erheblichen Unterschiede, welche durch die verschiedene Behandlung der Werkstoffe verursacht worden sind, erkennen. Das Glühen bei 920° hat im Vergleich zum Walzzustande zu einer gewissen

Weicheisen ist. Durch das schwache Kaltrecken ist, wie zu erwarten stand, keine erkennbare Aenderung im Gefügebau eingetreten, während das Vergüten zu einer außerordentlich feinen und gleichmäßigen Gefügeausbildung geführt hat.

Daß diese zum Teil recht erheblichen Unterschiede im Gefügebau die mechanischen Eigenschaften der zu untersuchenden Werkstoffe in einschneidendem Maße beeinflussen, liegt auf der Hand. Die nachstehenden Untersuchungen zeigen denn auch, daß das Verhalten gegen Schlagbeanspruchung, vor allem in Abhängigkeit von der Temperatur, je nach der Vorbehandlung, die der Werkstoff erfahren hat, recht verschieden ist.

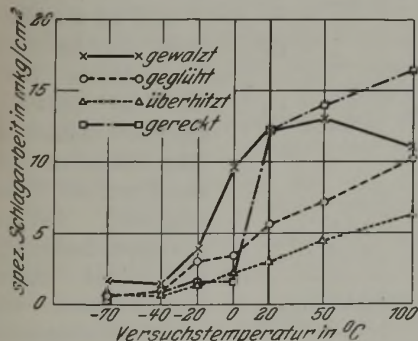


Abbildung 1. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von Schweißisen verschiedener Vorbehandlung von der Temperatur.

Vergrößerung der Ferritkörner und Perlitinseln geführt, während durch das zweistündige Ueberhitzen bei 1200° eine starke Kornvergrößerung eingetreten ist, die am wenigsten ausgeprägt beim Schweißisen, stärker beim Flußeisen und am stärksten beim

<sup>3)</sup> Das Schweißisen und das Flußeisen waren von der Gutehoffnungshütte, Oberhausen, das Weicheisen von der Fried.-Krupp-A.-G., Essen, freundlichst zur Verfügung gestellt worden.

<sup>4)</sup> Die Prüfung der Proben fand alsbald nach der Reckung statt, so daß Alterungserscheinungen nicht zur Auswirkung kamen. Ueber den Einfluß des Alterns siehe E. Maurer und R. Mailänder: St. u. E. 45 (1925), S. 409/22.

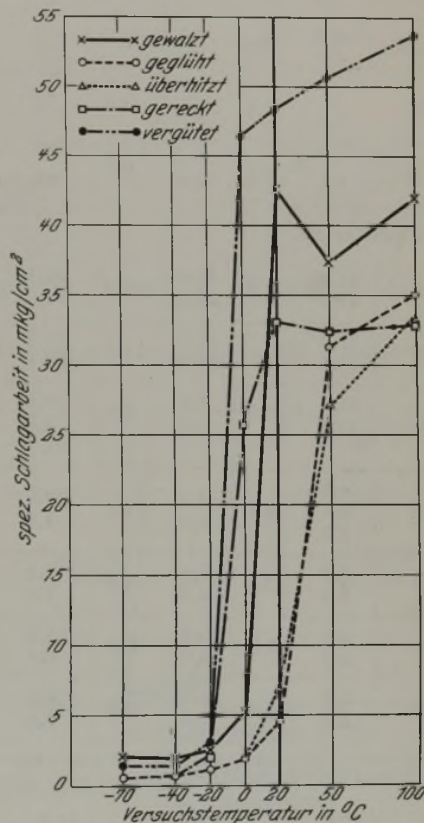


Abbildung 2. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von Flußeisen verschiedener Vorbehandlung von der Temperatur.

Mit den wie oben angegeben vorbehandelten Proben wurden Kerbschlagversuche bei folgenden Temperaturen vorgenommen:

— 70°, — 40°, — 20°, 0°, + 20°, + 50°, + 100°.

Die Form der Kerbschlagproben war die allgemein übliche (15 × 15 mm Bruchquerschnitt, Rundkerb 4 mm ϕ). Die niedrigeren Temperaturen wurden durch Eintragen von Kohlensäureschnee in Alkohol, die Temperaturen von 0° durch Eiswasser und die oberhalb Raumtemperatur gelegenen Wärmegrade durch Oelbäder erzielt. Die Proben wurden jeweils 1/2 st lang auf der gewünschten Temperatur gehalten, dann rasch auf die Schabotte eines 75 mkg-Charpy-Pendelschlagwerkes, Bauart Losenhausen, gebracht und zerschlagen. Die Zeit zwischen dem Herausnehmen der Proben aus dem Kälte-

Zahlentafel 2. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von Kettenwerkstoff verschiedener Vorbehandlung von der Temperatur.

| Schweißeisen.          |                   |                    | Kerbzähigkeit in mkg/cm <sup>2</sup> . |                    |                            |                    |              |                    |              |                    |
|------------------------|-------------------|--------------------|--|--------------------|----------------------------|--------------------|--------------|--------------------|--------------|--------------------|
| Temperatur<br>°C       | gewalzt           |                    | geglüht                                |                    | Vorbehandlung<br>überhitzt |                    | gereckt      | verglitet          |              |                    |
|                        | 100               | 10,1<br>11,8       | 11,0                                   | 11,6<br>8,7        | 10,2                       | 6,3<br>6,2         | 6,3          | 17,4<br>15,4       | 16,4         |                    |
| 50                     | 13,0<br>13,0      | 13,0               | 6,4<br>7,8                             | 7,1                | 4,7<br>4,1                 | 4,4                | 12,6<br>15,4 | 14,0               |              |                    |
| 20                     | 11,3<br>13,0      | 12,2               | 5,1<br>6,1                             | 5,6                | 3,1<br>2,6                 | 2,9                | 14,4<br>10,1 | 12,3               |              |                    |
| 0                      | —<br>9,7          | 9,7                | 3,2<br>3,6                             | 3,4                | 2,4<br>2,0                 | 2,2                | —<br>1,6     | 1,6                |              |                    |
| -20                    | 2,6<br>4,9        | 3,8                | 3,1<br>2,8                             | 3,0                | 1,2<br>1,6                 | 1,4                | 1,1<br>2,0   | 1,6                |              |                    |
| -40                    | —<br>1,4          | 1,4                | —<br>1,0                               | 1,0                | —<br>0,7                   | 0,7                | —<br>0,8     | 0,8                |              |                    |
| -70                    | —<br>1,7          | 1,7                | —<br>0,6                               | 0,6                | —<br>0,6                   | 0,6                | —<br>0,4     | 0,4                |              |                    |
| Flußeisen.             |                   |                    |  |                    |                            |                    |              |                    |              |                    |
| 100                    | 42,5<br>41,3      | <sup>1)</sup> 41,9 | 34,8<br>35,2                           | <sup>1)</sup> 35,0 | 35,4<br>31,2               | <sup>1)</sup> 33,3 | 33,3<br>32,5 | 32,9               | 52,0<br>55,2 | <sup>1)</sup> 53,6 |
| 50                     | 37,0<br>37,7      | <sup>1)</sup> 37,4 | 27,5<br>35,0                           | 31,3               | 23,8<br>30,4               | 27,1               | 32,3<br>32,5 | 32,4               | 50,3<br>51,0 | <sup>1)</sup> 50,7 |
| 20                     | 41,4<br>43,8      | <sup>1)</sup> 42,6 | 5,0<br>4,0                             | 4,5                | 10,4<br>2,3<br>7,7         | 6,8                | 33,9<br>32,1 | 33,0               | 47,3<br>48,9 | <sup>1)</sup> 48,1 |
| 0                      | 4,5<br>5,7<br>5,3 | 5,2                | 1,9<br>1,8                             | 1,9                | 2,0<br>1,6                 | 1,8                | 23,7<br>27,6 | 25,7               | 45,0<br>46,5 | <sup>1)</sup> 45,8 |
| -20                    | 2,9<br>2,0        | 2,5                | 1,1<br>0,8                             | 1,0                | 1,1<br>1,0                 | 1,1                | 1,3<br>2,3   | 1,8                | 1,6<br>5,2   | 3,4                |
| -40                    | 1,6<br>2,0        | 1,8                | 0,7<br>0,9                             | 0,8                | 1,2<br>0,9                 | 1,1                | 0,7<br>0,7   | 0,7                | —<br>1,7     | 1,7                |
| -70                    | 2,3<br>1,6        | 2,0                | 0,6<br>0,6                             | 0,6                | 0,5<br>0,6                 | 0,6                | 0,7<br>0,3   | 0,5                | 1,7<br>1,0   | 1,4                |
| Kruppsches Weicheisen. |                   |                    |  |                    |                            |                    |              |                    |              |                    |
| 100                    | 37,9<br>38,1      | <sup>1)</sup> 38,0 | 37,3<br>38,7                           | <sup>1)</sup> 38,0 | 44,6<br>39,0               | <sup>1)</sup> 41,8 | 33,9<br>32,2 | <sup>1)</sup> 33,3 | 45,5<br>47,8 | <sup>1)</sup> 46,7 |
| 50                     | 40,9<br>39,4      | <sup>1)</sup> 40,2 | 34,6<br>37,0                           | <sup>1)</sup> 35,8 | 9,9<br>6,9                 | 8,4                | 35,4<br>37,6 | <sup>1)</sup> 36,5 | 49,7<br>46,4 | <sup>1)</sup> 48,2 |
| 20                     | 37,6<br>37,6      | <sup>1)</sup> 37,6 | 18,9<br>18,7                           | 18,8               | 3,7<br>3,0                 | 3,4                | 36,3<br>36,3 | <sup>1)</sup> 36,3 | 46,5<br>49,4 | <sup>1)</sup> 48,0 |
| 0                      | 37,1<br>—         | <sup>1)</sup> 37,1 | 3,8<br>3,8                             | 3,8                | 2,2<br>2,0                 | 2,1                | 27,1<br>25,0 | 26,1               | 43,7<br>44,3 | <sup>1)</sup> 44,0 |
| -20                    | 4,6<br>3,5<br>2,9 | 3,7                | 2,4<br>1,7                             | 2,1                | 1,6<br>1,5                 | 1,6                | 1,7<br>0,9   | 1,3                | —<br>42,8    | <sup>1)</sup> 42,8 |
| -40                    | 1,4<br>1,1        | 1,3                | 1,3<br>0,8                             | 1,1                | 0,9<br>1,3                 | 1,1                | 0,8<br>0,8   | 0,8                | 37,1<br>41,1 | <sup>1)</sup> 39,1 |
| -70                    | 1,5<br>1,6        | 1,6                | 0,9<br>0,3                             | 0,6                | 0,8<br>0,9                 | 0,9                | 0,3<br>0,2   | 0,3                | 1,5<br>1,2   | 1,4                |

<sup>1)</sup> Proben 2mal geschlagen, Werte über 33,3 mkg/cm<sup>2</sup> nicht absolut.

bzw. Oelbad und dem Zerschlagen betrug nur wenige Sekunden, so daß eine nennenswerte Temperaturänderung während dieser kurzen Zeitspanne nicht eintreten konnte. Einzelne sehr zähe Proben, die beim ersten Auftreffen des Hammers die gesamte Energie aufnahmen, ohne zu brechen, wurden noch ein zweites Mal geschlagen und die beiden, den einzelnen Schlägen entsprechenden Energieanteile addiert. Die betr. Werte sind in Zahlentafel 2, die eine Zusammenstellung der erhaltenen Kerbzähigkeitswerte wiedergibt, gekennzeichnet.

In den Abb. 1 bis 3 sind die Ergebnisse der Kerbzähigkeitsuntersuchung schaubildlich in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur aufgetragen; die Raumtemperatur (20°) ist durch eine senkrechte Linie besonders kenntlich gemacht.

Im einzelnen lassen die Schaulinien folgendes erkennen.

1. Schweißeisen (Abb. 1). Bei Versuchstemperaturen von -70 und -40° weist die Kerbzähigkeit in allen Behandlungszuständen sehr niedrige Werte auf (0,4 bis 1,7 mkg/cm<sup>2</sup>). Bei den im gewalzten Zustand geprüften Stäben nimmt die Kerbzähigkeit oberhalb -40° mit steigender Temperatur rasch zu und erreicht bei +20° den Wert von 12,2 mkg/cm<sup>2</sup>. Bei +50° ist ein weiterer geringer Anstieg zu beobachten (auf 13,0 mkg/cm<sup>2</sup>), während bei 100° ein geringer Abfall der Schlagfestigkeit auf 11,0 mkg/cm<sup>2</sup> eingetreten ist. Die dem geglühten Zustand entsprechende Kurve steigt oberhalb -40° mit zunehmender Versuchstemperatur langsam und ziemlich

gleichmäßig an, erreicht bei + 20° den Wert von 5,6 mkg/cm<sup>2</sup> und bei + 100° den Wert von 10,2 mkg/cm<sup>2</sup>. Die den überhitzten Proben entsprechende Schaulinie verläuft noch flacher. Bei 20° erreicht sie den Wert von 2,9 mkg/cm<sup>2</sup> und bei 100° den Wert von 6,3 mkg/cm<sup>2</sup>. Die Schaulinie der kaltgerekten Proben weist bis 0° sehr tief liegende Kerbzähigkeitswerte auf. Oberhalb 0° steigt sie steil an, erreicht bei + 20° eine Schlagfestigkeit von 14 mkg/cm<sup>2</sup>, die bei Steigerung der Versuchstemperatur auf 100° sich weiter auf 16,4 mkg/cm<sup>2</sup> erhöht.

In dem hauptsächlich in Frage kommenden Temperaturgebiet von + 20 bis - 20° findet also beim Schweißeisen eine beträchtliche Abnahme der Kerbzähigkeit in allen untersuchten Behandlungszuständen statt.

2. Flußeisen (Abb. 2). Sämtliche den verschiedenen Behandlungszuständen entsprechenden Schaulinien weisen von - 70 bis - 20° verhältnismäßig niedrige Kerbzähigkeitswerte auf (unter 3,4 mkg/cm<sup>2</sup>). Von dieser Temperatur an findet ein Ansteigen der verschiedenen Schaulinien statt, das je nach dem Zustand, in welchem sich die Proben infolge der Vorbehandlung befinden, mehr oder weniger rasch erfolgt. Der vergütete Werkstoff besitzt bei 0° eine Kerbzähigkeit von 45,8 mkg/cm<sup>2</sup>, der kaltgerekte eine solche von 25,7 mkg/cm<sup>2</sup>, während das gewalzte Flußeisen bei der gleichen Temperatur nur 5,2 mkg/cm<sup>2</sup> und das geglühte ebenso wie das überhitzte Flußeisen nur 1,9 bzw. 1,8 mkg/cm<sup>2</sup> aufweisen. Bei einer Versuchstemperatur von + 20° besitzen die geglühten und überhitzten Proben immer noch verhältnismäßig niedrige Kerbzähigkeitswerte (4,5 bzw. 6,8 mkg/cm<sup>2</sup>), während die kaltgerekten, die gewalzten und besonders die vergüteten Proben hohe Kerbzähigkeiten (zwischen 33 und 48 mkg/cm<sup>2</sup>) angenommen haben. Mit weiterer Steigerung der Versuchstemperatur tritt bei den letztgenannten drei Behandlungszuständen keine erhebliche Veränderung der Kerbzähigkeit mehr ein, während die dem geglühten bzw. dem überhitzten Zustand entsprechenden Schaulinien noch weiterhin steil ansteigen und bei 100° Werte von 35,0 bzw. 33,3 mkg/cm<sup>2</sup> erreichen.

3. Weicheisen (Abb. 3). Auch bei diesem Werkstoff kommt deutlich zum Ausdruck, daß die Kerbzähigkeit mit zunehmender Versuchstemperatur um so rascher ansteigt, je durchgreifender die durch die vorausgegangene Behandlung erzielte Verbesserung des Werkstoffes gewesen ist. Die vergüteten Proben besitzen schon bei - 40° sehr hohe Kerbzähigkeitswerte (39,1 mkg/cm<sup>2</sup>). Die gewalzten Proben erreichen annähernd denselben Wert erst bei 0°, der kaltgerekte Werkstoff erst bei + 20° und der überhitzte erst bei + 100°.

Die Untersuchungen zeigen, daß das bei den vorliegenden Prüfungen benutzte Schweißeisen sich im allgemeinen weniger günstig verhält als das Flußeisen, während das Weicheisen, vor allem im vergüteten Zustande und bei sehr tiefer Temperatur, dem Flußeisen an Kerbzähigkeit bedeutend über-

legen ist. Die Untersuchung läßt ferner erkennen, in welchem einschneidenden Maße die Zähigkeit des Eisens durch thermische Behandlung beeinflusst werden kann. Schädlich wirken alle Kornvergrößerung hervorrufenden Glühbehandlungen, beispielsweise Ueberhitzen. Aber auch schon das einfache Glühen bei Temperaturen von etwa 900° mit nachfolgendem langsamen Abkühlen verschlechtert die Kerbzähigkeit gegenüber dem Walzzustand erheblich. Günstig wirken dagegen alle Behandlungen, welche die Bildung eines feinen Kornes zur Folge haben. In besonders wirksamer Weise geschieht dies durch Abschrecken und Anlassen. Der vergütete Werkstoff, insbesondere das Weicheisen, be-

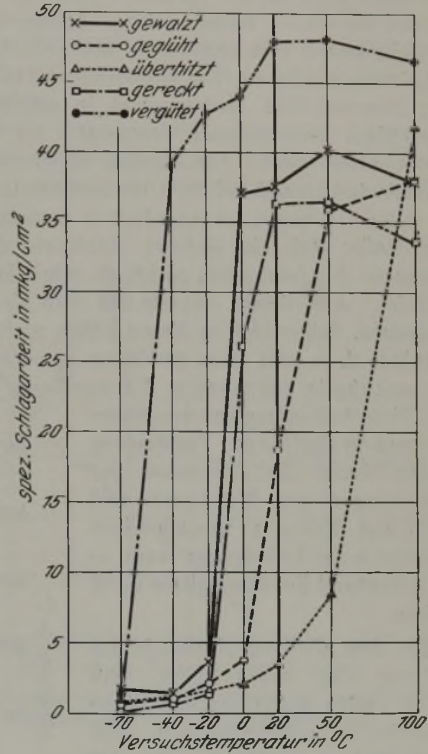


Abbildung 3. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von Weicheisen verschiedener Vorbehandlung von der Temperatur.

sitzt noch bei sehr niedriger Temperatur hohe Kerbzähigkeitswerte.

Für die Praxis ergibt sich daher auf Grund der vorliegenden Untersuchung die Möglichkeit, durch Vergüten der fertigen Kette eine Verminderung der Bruchgefahr in der Kälte zu erzielen. Durch das Vergüten werden alle im Laufe der Herstellung der Kette möglichen Verschlechterungen, die eine starke Sprödigkeitssteigerung bewirken, wieder aufgehoben und eine Gefügebildung erzielt, welche die Kette befähigt, auch bei niedrigen Wärmegraden Stoß- und Schlagbeanspruchungen ohne Gefahr eines Zubruchgehens Widerstand zu leisten.

#### Zusammenfassung.

Auf Grund einer vergleichenden Untersuchung an Schweißeisen, Flußeisen und Weicheisen verschiedener Vorbehandlung (gewalzt, geglüht, überhitzt, kalt gerekte, vergütet) auf Kerbzähigkeit im

Temperaturgebiet von  $-70$  bis  $+100^\circ$  wird eine Ueberlegenheit des Weicheisens dem Flußeisen und Schweißeisen gegenüber nachgewiesen.

Der Widerstand des Eisens gegen stoßweise Beanspruchung in der Kälte ist in hohem Maße von

dem Zustande abhängig, in dem sich der Werkstoff befindet. Schädlich wirken alle Kornvergrößerung verursachenden Behandlungen, günstig alle, ein feines Korn bewirkenden Maßnahmen, insbesondere ein Vergüten des Werkstoffes.

## Die magnetischen Umwandlungen der ferromagnetischen Metalle.

Von Rudolf Ruer und Kurt Bode in Aachen.

(Mitteilung aus dem Institut für theoretische Hüttenkunde und physikalische Chemie der Technischen Hochschule Aachen.)

(Bei reinem Elektrolyteisen tritt bei  $769^\circ$  sowohl auf Erhitzungs- als auch auf Abkühlungskurven ein deutlicher Haltepunkt auf, wodurch der Nachweis einer polymorphen Umwandlung bei dieser Temperatur erbracht ist.)

Die ferromagnetischen Metalle — Eisen, Nickel und Kobalt — verlieren beim Erhitzen ihre Magnetisierbarkeit fast vollständig und nehmen sie beim Erkalten wieder an. Die Aenderung der magnetischen Permeabilität findet selbst in schwachen Magnetfeldern nach höherer Temperatur zu nicht diskontinuierlich statt. Die übrigen Eigenschaften der Metalle ändern sich bei der Umwandlungstemperatur, wenn überhaupt, so jedenfalls in derartig geringem Maße, daß ein sicherer Nachweis dieser Aenderungen bis jetzt noch nicht als erbracht anzusehen ist. Aus diesem Grunde hat man vielfach angenommen, daß es sich in diesen Fällen nicht um eine wahre, d. h. mit dem Auftreten einer neuen Phase verknüpfte polymorphe Umwandlung handelt<sup>1)</sup>. Diese Auffassung hat eine starke Stütze und weitgehende Verbreitung gewonnen durch die Ergebnisse der Untersuchungen von Westgren und Lindh<sup>2)</sup> und Wever<sup>3)</sup>, wonach Eisen und Nickel beim Uebergange vom  $\alpha$ - in den  $\beta$ -Zustand ihr Raumgitter nicht verändern.

Außer dem direkten Nachweis der Entstehung einer neuen Phase, dem in diesen Fällen jedenfalls erhebliche Schwierigkeiten entgegenstehen, gibt es ein indirektes Verfahren, das auf der Anwendung der Phasenregel beruht. Nach ihr ist das Hinzutreten einer neuen Phase mit dem Verluste eines Freiheitsgrades verbunden. Die Summe der Phasen und Freiheitsgrade ist für ein Einstoffsystem 3 und für ein Mehrstoffsystem größer als 3. Daher müssen, wenn ein im Gleichgewichte befindliches System einen Freiheitsgrad aufweist, d. h. bei gegebenem Drucke ein Vorgang bei konstanter Temperatur verläuft, mindestens zwei Phasen vorhanden sein. In solchem Falle bringt Zufuhr oder Entziehung von

Wärme keine Temperaturänderung hervor. In einem homogenen, im Gleichgewichte befindlichen System, welches mehr als einen Freiheitsgrad haben muß, bewirkt Zuführung einer endlichen Wärmemenge stets eine endliche Temperaturerhöhung, Entziehung einer endlichen Wärmemenge stets eine endliche Temperaturerniedrigung.

Die Frage, ob bei den magnetischen Umwandlungen eine neue Phase auftritt oder nicht, kann daher durch Aufnahme von Abkühlungs- und Erhitzungskurven entschieden werden. Tritt auf diesen bei der Temperatur der magnetischen Umwandlung eine Periode der Temperaturkonstanz, ein sogenannter Haltepunkt auf, so ist damit das Auftreten einer neuen Phase nachgewiesen.

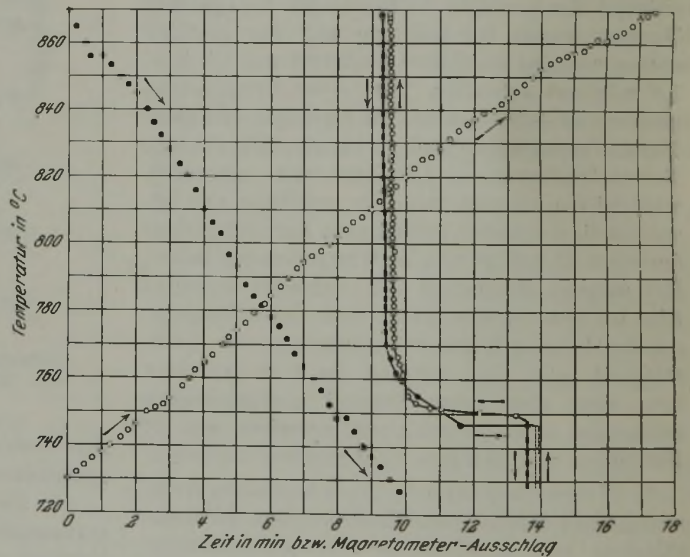


Abbildung 1. Zeit-Temperatur- und Temperatur-Magnetisierungskurven eines Flußeisens mit 0,2% Gesamtverunreinigungen. (Temperatur-Korrektion  $+19^\circ\text{C}$ .)

Im Schrifttum findet man meistens Angaben, welche das Auftreten eines Haltepunktes verneinen, die auftretende geringe Wärmetönung soll sich vielmehr ohne einen solchen auf einen größeren Temperaturbereich verteilen<sup>4)</sup>. Im Gegensatz dazu finden sich allerdings in neuerer Zeit auch vereinzelte Angaben, welche für das Auftreten eines Haltepunktes sprechen. In einer Untersuchung von Ruer und Kaneko<sup>5)</sup> über das System Eisen-Kobalt

<sup>1)</sup> Weiß: Phys. Z. 9 (1908), S. 358; Benedicks: J. Iron Steel Inst. 86 (1912), S. 242/90; 89 (1914), S. 407/59. — Vgl. St. u. E. 32 (1912), S. 1704/5; 34 (1914), S. 1177/8. Honda: Science Rep. Tohoku Univ. 4 (1915), S. 169; 5 (1916), S. 285; 6 (1917), S. 213; 11 (1922), S. 119.

<sup>2)</sup> Z. phys. Chem. 98 (1921), S. 181.

<sup>3)</sup> Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 3 (1922), S. 17.

<sup>4)</sup> Vgl. z. B. Durrer: Dissertation, Aachen 1915.

<sup>5)</sup> Ferrum 11 (1913), S. 33.

finden sich die hier in Abb. 1 wiedergegebenen Erhitzungs- und Abkühlungskurven eines Flußeisens mit 0,2 % Gesamtverunreinigungen, und zwar im linken Teile der Abbildung die Temperatur-Zeitkurven. Die nach unten zeigenden Pfeile unterscheiden die Abkühlungskurve von der mit nach oben zeigenden Pfeilen versehenen Erhitzungskurve. Die im rechten Teile der Abbildung befindlichen Kurven sind die Temperatur-Magnetisierungskurven. Auch hier unterscheidet die Richtung der Pfeile die Abkühlungsvon der Erhitzungskurve. Für beide Arten von Kurven dient die Ordinatenachse als Temperaturachse, für die Temperatur-Zeitkurven ist auf der Abszissenachse die Zeit in Minuten, für die Temperatur-Magnetisierungskurven der Magnetometeraus-schlag in willkürlichen Skalenteilen aufgetragen. Von den Temperatur-Zeitkurven zeigt die Abkühlungskurve in ihrem unteren Teile einen deutlichen Haltepunkt, die Erhitzungskurve nur eine Verzögerung bei etwas höherer Temperatur. Dementsprechend findet auch, wie die zugehörigen Magnetisierungskurven zeigen, der Verlust der Magnetisierbarkeit beim Erhitzen bei etwas höherer Temperatur statt als ihre Wiederkehr beim Erkalten.

Abb. 2 ist der Untersuchung von R. Ruer und F. Goerens „Ueber die polymorphen Umwandlungen des reinen Eisens“<sup>6)</sup> entnommen. Das benutzte Eisen war von ungleich höherem Reinheitsgrade als das oben erwähnte Flußeisen. Es war ein von den Langbein-Pfanhauser-Werken geliefertes Elektrolyteisen mit 0,009 % C, 0,03 % Cu, 0,001 bis 0,002 % S, in welchem Silizium, Mangan, Phosphor, Nickel und Chrom nicht nachgewiesen werden konnten. Hier lassen beide Temperatur-Zeitkurven, sowohl die Erhitzungs- als auch die Abkühlungskurve, einen deutlichen Haltepunkt bei der gleichen Temperatur, welche zu 769° bestimmt wurde, erkennen. Weiterhin zeigen die hier voll ausgezogenen Temperatur-Magnetisierungskurven, daß bei diesem Eisen höchsten Reinheitsgrades ebenso wie die Wärmetönung auch die Aenderung der Permeabilität reversibel ist, und daß die Hauptänderung derselben bei der Temperatur des Haltepunktes stattfindet, ohne jedoch auch hier nach höherer Temperatur zu diskontinuierlich zu verlaufen; denn nur die unteren Temperaturen, die Temperaturen des Beginns des Verlustes der Magnetisierbarkeit beim Erhitzen und des Endes ihrer Wiederkehr beim Erkalten sind scharf ausgeprägt.

Ferner sei noch auf eine Untersuchung von Burgess und Crowe<sup>7)</sup> hingewiesen, welche das Verhalten verschiedener im Vakuum in Magnesia-tiegeln umgeschmolzener Eisensorten, die sie durch Anwendung eines Vakuums vor Oxydation schütz-

ten, thermisch mit großer Sorgfalt untersuchten. Die von ihnen mitgeteilten Ergebnisse lassen sich jedoch nicht zugunsten der Existenz eines Haltepunktes anführen, da sie zur Aufnahme ihrer Kurven das reziproke Geschwindigkeitsverfahren von Osmond und die Differentialmethode von Rosenhain benutzten.

Bezüglich des Nickels findet sich eine Angabe von Werner<sup>8)</sup>, wonach dieses bei der Abkühlung bei 352°, der Temperatur der magnetischen Umwandlung, einen Haltepunkt aufweist. Er benutzte entsprechend dem geringen Betrage der Umwandlungswärme, die er zu etwa 0,013 cal/g bestimmte, zu dieser Untersuchung einen Nickelwürfel von 2100 g Gewicht. Nach Wüst<sup>9)</sup> ist der Betrag dieser Umwandlungswärme, welche sich auf einen Temperaturbereich von 10° (320—330°) verteilt, gleich 1,33 cal/g.

Da die Frage, ob eine polymorphe Umwandlung notwendigerweise mit einer Veränderung des Kristallgitters verknüpft ist, ein allgemeineres Interesse be-

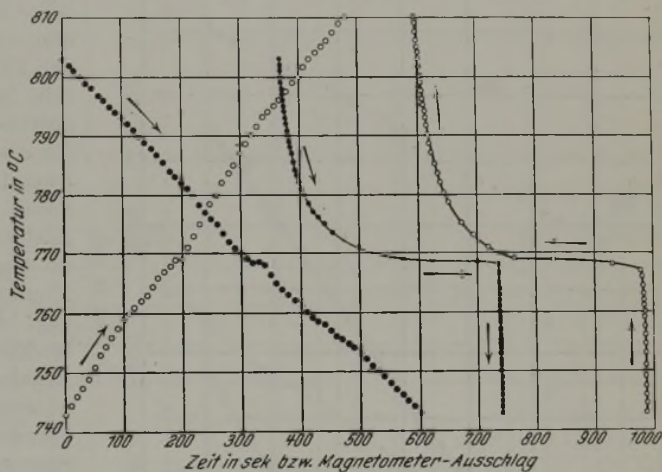


Abbildung 2. Zeit-Temperatur- und Temperatur-Magnetisierungskurven eines sehr reinen Elektrolyteisens.

ansprechen dürfte, so seien im folgenden noch die Ergebnisse einiger Versuche mitgeteilt, welche in Gemeinschaft mit F. Goerens vor einigen Jahren ausgeführt wurden. Sie waren ursprünglich zu dem Zwecke angestellt, einen zur Eichung der Thermoelemente geeigneten, zwischen 700 und 800° liegenden Fixpunkt zu ermitteln. Hierbei zeigte sich, daß die magnetische Umwandlung des Eisens, welche in reinem Elektrolyteisen ohne Verzögerung, also bei der Erhitzung und Abkühlung bei genau der gleichen Temperatur — 769° — stattfindet, in dieser Hinsicht besonders geeignet ist.

Zur Aufnahme der Erhitzungs- und Abkühlungskurven diente ein besonders hergestellter Ofen<sup>10)</sup>.

Als Stromquelle diente eine ausschließlich für diesen Zweck benutzte Akkumulatorenbatterie von

<sup>6)</sup> Z. anorg. Chem. 83 (1913), S. 275.

<sup>8)</sup> Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens, H. 204 (1918).

<sup>10)</sup> Vgl. Ferrum 13 (1915), S. 1, wo sich eine genaue Beschreibung der Herstellung des Ofens findet.

<sup>6)</sup> Ferrum 13 (1915), S. 1.

<sup>7)</sup> Bulletin of the Bureau of Standards 10 (1914), S. 315.

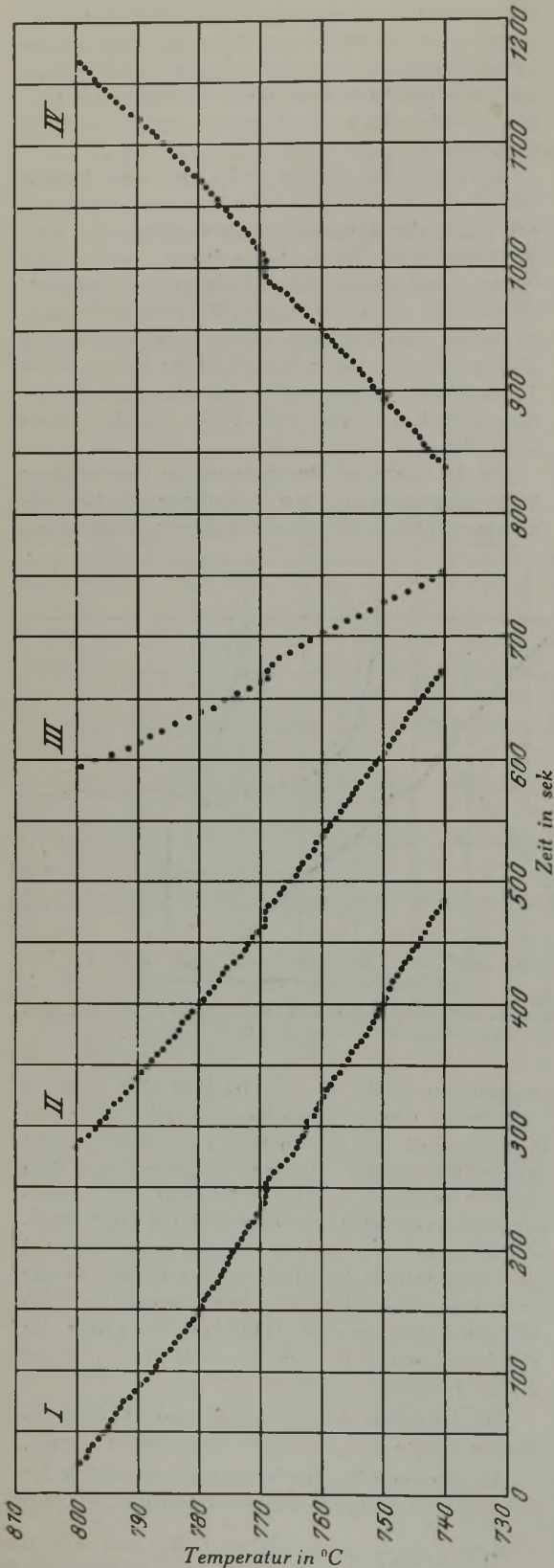


Abbildung 3. Abkühlungs- und Erhitzungskurven des Elektrolyteisens.

64 Zellen. Durch passende Wahl der Stromstärke war es möglich, die Abkühlungs- und Erhitzungsgeschwindigkeit des zu untersuchenden Regulus in den gewünschten Grenzen zu verändern.

Zur Herstellung der Reguli wurden etwa 25 g Eisen in einer Probierröhre aus Porzellan von 15 mm Durchmesser mit Hilfe eines Tammanschen Kurzschlußofens zusammengeschmolzen. Zwecks Verhütung des Luftzutritts wurde während der Schmelzung und Abkühlung ein geringer Stickstoffstrom durchgeleitet. Die Temperaturmessung geschah durch ein Thermolement aus Platin-Platinrhodium, welches in ein unten zugeschmolzenes Quarzrohr eingeschlossen war. Das benutzte Thermolement war mit Hilfe der Schmelzpunkte folgender Metalle geeicht worden: Blei  $326,6^{\circ}$  <sup>11)</sup>, Antimon  $630,6^{\circ}$  <sup>11)</sup> und Kupfer  $1084^{\circ}$  <sup>11)</sup>.

Der in der oben erwähnten Probierröhre aus Porzellan im Tammanschen Kurzschlußofen erschmolzene Regulus, welcher im Stickstoffstrom vollständig erkaltet war, wurde mitsamt der Probierröhre und dem Thermolemente in den Platindrahtofen eingesetzt, nachdem man zuvor den leeren Teil der Probierröhre mit zerstoßenem Porzellan angefüllt hatte. Das den oberen Teil der Probierröhre abschließende Messinghütchen, welches die Führung für das Thermolement und eine Oeffnung für das Stickstoffeinleitungsrohr enthielt, wurde mit einem rasch erhärtenden, aus Pfeifenton und Wasserlösungs hergestellten Kitt abgedichtet. Bei dieser, die Gasdiffusion in der Nähe des Regulus auf ein Minimum herabsetzenden Versuchsanordnung genügt das Einleiten eines langsamen Stromes getrockneten Stickstoffs, um die freie Oberfläche des Regulus sehr weitgehend vor Oxydation zu schützen, während der größte Teil seiner Oberfläche mit der Wandung des Probierröhres in unmittelbarer Berührung und so ohne weiteres hinlänglich vor Luftzutritt geschützt war.

Abb. 3 enthält 3 Abkühlungs- und 1 Erhitzungskurve des oben erwähnten Elektrolyteisens. Die Ablesung der Temperaturen erfolgte hier und bei allen folgenden Versuchen alle 5 sek. Kurve I stellt einen Versuch mit der geringsten Abkühlungsgeschwindigkeit dar, der Regulus brauchte unmittelbar vor dem Haltepunkte für einen Temperaturfall von  $10^{\circ}/75$  sek. Für die durch Kurve II und III dargestellten Versuche betragen die entsprechenden Abkühlungsgeschwindigkeiten  $10^{\circ}/55$  sek bzw.  $10^{\circ}/25$  sek. Auf allen drei Abkühlungskurven findet sich bei  $769^{\circ}$  ein unverkennbarer Zeitabschnitt der Temperaturkonstanz, welche auch auf der Erhitzungskurve (Kurve IV) bei der gleichen Temperatur mit gleicher Deutlichkeit auftritt. Die Kurven I, II und III lassen erkennen, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht von besonderem Einfluß auf die Deutlichkeit des Haltepunktes ist. Dagegen zeigt ein Vergleich dieser Kurven mit denen der Abb. 1, daß das Verhalten des Eisens in hohem Maße durch geringe Verunreinigungen beeinflusst wird. Die Abkühlungskurve des Flußeisens

<sup>11)</sup> Holborn u. Day: Drudes Annalen 2 (1900), S. 545.

(Abb. 1) zeigt zwar noch einen deutlichen Haltepunkt, nicht aber die Erhitzungskurve, die nur eine Verzögerung aufweist, die noch dazu bei einer etwas höheren Temperatur liegt als der Haltepunkt auf der Abkühlungskurve.

Die in Abb. 4 zusammengestellten Kurven sind die eines gleichfalls von den Langbein-Pfanhauser-Werken gelieferten Elektrolyteisens, welches 0,0012 % C und 0,025 % P enthielt und frei von Mangan, Kupfer und Silizium war. Sie zeigen ebenfalls einen deutlichen Haltepunkt bei 769° sowohl bei der Abkühlung als auch bei der Erhitzung.

Abb. 5 zeigt zwei Kurven eines Eisens, welches als reinstes Eisen von der Firma C. A. F. Kahlbaum unter der Bezeichnung „Eisen Kahlbaum in Stangen“

(Abb. 6, Kurve I) auftreten müßte, statt dessen infolge einer Unterkühlung einen unterhalb der Temperatur des Knickes liegenden Temperaturanstieg (Kurve II). Ist die Unterkühlung schwächer, so kann auch eine Periode konstanter Temperatur auftreten (Kurve III). In solchen Fällen muß aber auf der Erhitzungskurve ein Knick auftreten, und zwar bei einer höheren Temperatur als der auf der Abkühlungskurve beobachtete Haltepunkt (Kurve IV). Daß es sich in vorliegendem Falle nicht um einen solchen, durch eine Unterkühlung vorgetäuschten Haltepunkt handeln kann, ergibt sich aus der vollständigen Uebereinstimmung der Halte-temperaturen auf den Abkühlungs- und Erhitzungskurven.

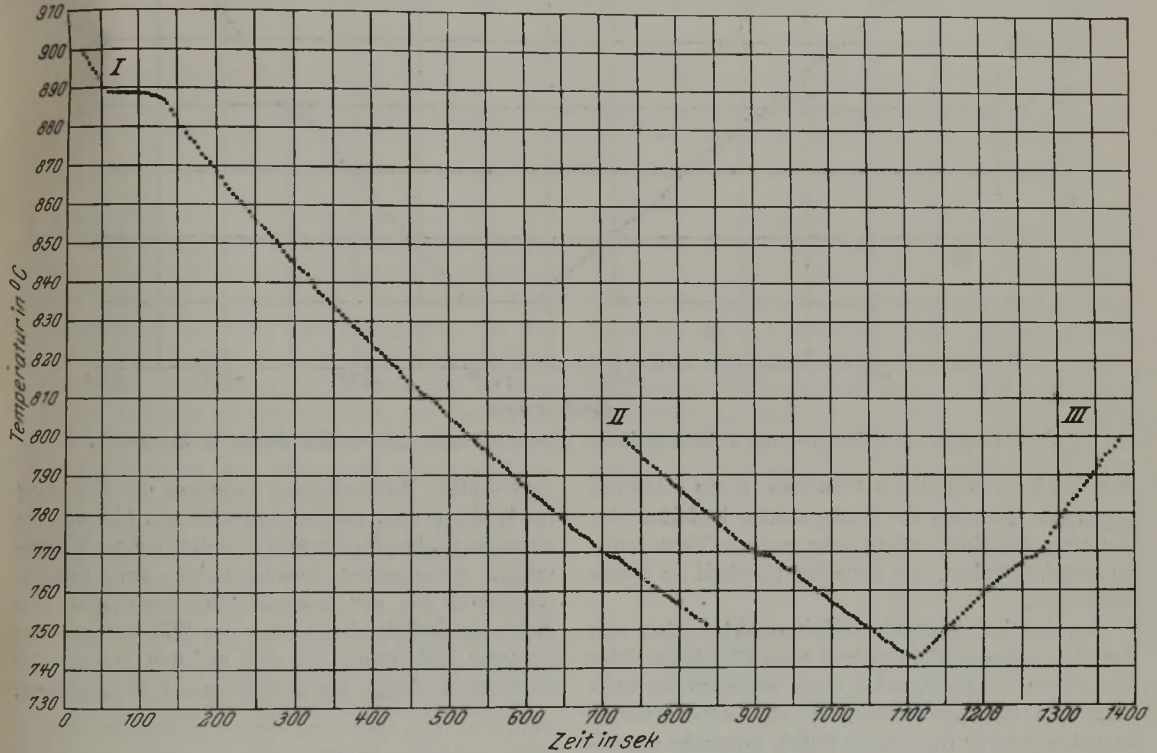


Abbildung 4. Abkühlungs- und Erhitzungskurven eines Elektrolyteisens mit 0,0012 % C und 0,025 % P.

geliefert wurde. Die Abkühlungskurve (Kurve I) läßt den bei 769° liegenden Haltepunkt deutlich erkennen, nicht aber die Erhitzungskurve (Kurve II), welche bei dieser Temperatur nur eine Verzögerung des Temperaturanstieges aufweist. Dieses Eisen nähert sich in seinem Verhalten schon dem Flußeisen (Abb. 1), bei dem ebenfalls nur die Abkühlungskurve, nicht aber die Erhitzungskurve einen deutlichen Haltepunkt zeigt. Allerdings ist das Verhalten des Kahlbaumschen Eisens insofern noch dem des reinen Elektrolyteisens ähnlich, als die Verzögerung auf der Erhitzungskurve bei der gleichen Temperatur liegt wie der Haltepunkt auf der Abkühlungskurve, während das Flußeisen schon eine kleine Hysterisis zeigt. Hiernach dürfte der Reinheitsgrad des Kahlbaumschen Eisens zwischen dem des Elektrolyteisens und des Flußeisens liegen.

Zuweilen beobachtet man auf Abkühlungskurven, auf denen normalerweise ein Knick

Nach obigem kann kein Zweifel mehr bestehen, daß in der Tat bei der Umwandlung des  $\beta$ - in das  $\alpha$ -Eisen und umgekehrt auf den Temperatur-Zeitkurven ein wirklicher Haltepunkt auftritt. Die bei diesem Haltepunkte auftretende Wärmetönung läßt sich nach Hüttner und Tammann<sup>12)</sup> annähernd aus der Kurve I in Abb. 4 abschätzen, weil diese außer der  $\beta$ - $\alpha$ -Umwandlung auch noch die  $\gamma$ - $\beta$ -Umwandlung darstellt. Sie beträgt etwa ein Sechstel von der der  $\gamma$ - $\beta$ -Umwandlung entsprechenden Wärmetönung, und da diese nach den neuesten Untersuchungen<sup>13)</sup> etwa 6 cal/g beträgt, so kommt man auf einen Wert von rd. 1 cal/g.

Die Ursache dafür, daß der Haltepunkt sich der Beobachtung so vieler Forscher entzogen hat, ist nach unsern Versuchen in erster Linie auf Ver-

<sup>12)</sup> Z. anorg. Chem. 43 (1905), S. 218.

<sup>13)</sup> Vgl. Durrer a. a. O., Wüst a. a. O.

unreinigungen in dem verwendeten Eisen zurückzuführen. Welche Verunreinigungen besonders störend wirken, ist allerdings durch unsere Versuche nicht aufgeklärt. Fest steht nur, daß sehr reines Eisen diesen Haltepunkt deutlich erkennen läßt. Die Abkühlungsgeschwindigkeit hat, wenn sie eine gewisse Grenze nicht übersteigt, keinen merklichen Einfluß auf die Deutlichkeit des Haltepunktes. Unter keinen Umständen kann man aus

daß eine polymorphe Umwandlung nicht notwendig mit einer Veränderung des Raumgitters verknüpft ist, und daß umgekehrt der Nachweis eines gleichen Kristallgitters kein Beweis dagegen ist, daß zwei Formen desselben Stoffes im Verhältnis echter Polymorphie zueinander stehen.

Die von Pierre Weiß<sup>16)</sup> auf Grund seiner Theorie des molekularen Feldes gegebene Erklärung für das Auftreten der mit der magnetischen Umwandlung

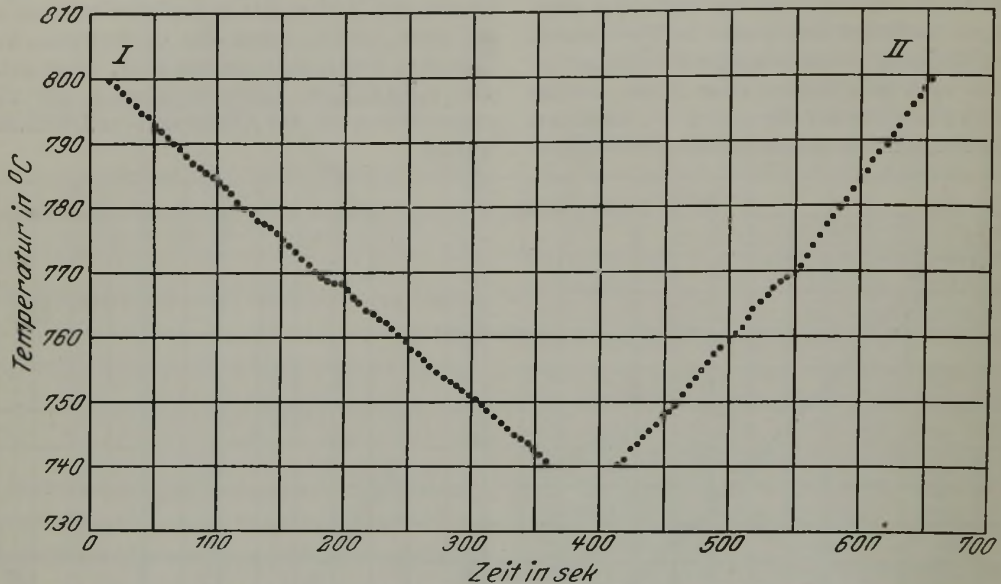


Abbildung 5. Abkühlungs- und Erhitzungskurve reinsten Eisens („Eisen Kahlbaum in Stangen“).

den häufigen negativen Befunden einen Einwand gegen das Bestehen des Haltepunktes herleiten, da, wie oben erwähnt, schon sehr geringe Verunreinigungen hinreichen, um seine Deutlichkeit zu beeinträchtigen.

Da das Auftreten eines Haltepunktes oder, was dasselbe bedeutet, die Existenz eines Gleichgewichtes mit einem Freiheitsgrade, eines sogenannten vollständigen Gleichgewichtes, bei der  $\alpha$ - $\beta$ -Umwandlungstemperatur des Eisens ( $769^\circ$ ) nunmehr experimentell sichergestellt ist, so müssen nach der Phasenregel während der Umwandlung zwei Phasen vorhanden sein, d. h.  $\alpha$ - und  $\beta$ -Eisen stehen im Verhältnis echter Polymorphie zueinander, und ihre gegenseitige Umwandlung ist eine wahre polymorphe Umwandlung.

Wegen des ganz gleichartigen Verhaltens, welches die ferromagnetischen Metalle Eisen, Nickel und Kobalt hinsichtlich ihrer magnetischen Umwandlung zeigen, muß man schließen, daß diese Umwandlung auch beim Nickel und Kobalt eine wahre polymorphe ist. Wahrscheinlich trifft dies auch für die Umwandlung des Zementits und des Magnetits zu.

Falls der Befund von Westgren und Lindh<sup>14)</sup> und Wever<sup>15)</sup>, wonach Eisen und Nickel beim Übergange vom  $\alpha$ - in den  $\beta$ -Zustand ihr Raumgitter nicht verändern, ein endgültiger ist, muß man schließen,

verknüpften Wärmetönung steht mit der Erfahrung im Widerspruch, da die magnetischen ( $\alpha$ -) und die unmagnetischen ( $\beta$ -) Formen sich durch ihren Wärmeinhalt voneinander unterscheiden und dementsprechend bei der Umwandlungstemperatur eine diskontinuierliche Änderung des Wärmeinhalts des Systems stattfindet, die sich auf den Temperatur-Zeitkurven durch einen Haltepunkt kennzeichnet.

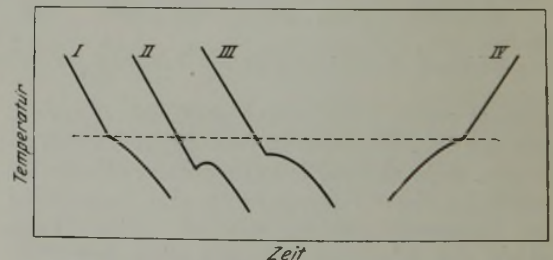


Abbildung 6. Schema von Abkühlungskurven.

#### Zusammenfassung.

1. Es wurde mit Sicherheit nachgewiesen, daß in reinem Eisen bei der magnetischen ( $\alpha$ - $\beta$ -) Umwandlung auf den Abkühlungs- und Erhitzungskurven ein wenn auch kurzer, so doch deutlicher Haltepunkt bei  $769^\circ$  auftritt. Nach der Phasenregel beweist ein solcher Haltepunkt das Vorhandensein zweier durch ihren Wärmeinhalt voneinander verschiedener Phasen bei der Umwandlungstemperatur. Daher stehen  $\alpha$ - und  $\beta$ -Eisen im Verhältnis

<sup>14)</sup> A. a. O.

<sup>15)</sup> A. a. O.

<sup>16)</sup> A. a. O.



echter Polymorphie zueinander, und ihre gegenseitige Umwandlung ist eine wahre polymorphe Umwandlung.

2. Wegen des ganz gleichartigen Verhaltens, welches die ferromagnetischen Metalle Eisen, Nickel und Kobalt hinsichtlich ihrer magnetischen Umwandlung zeigen, muß man schließen, daß diese Umwandlung auch beim Nickel und Kobalt eine wahre polymorphe ist. Wahrscheinlich trifft dies auch für die Umwandlung des Zementits und des Magnetits zu.

3. Da Eisen und Nickel beim Uebergange aus dem  $\alpha$ - in den  $\beta$ -Zustand ihr Raumgitter nicht

verändern, so braucht eine polymorphe Umwandlung nicht notwendig mit einer Aenderung des Kristallgitters verknüpft zu sein, und umgekehrt liefert der Nachweis eines gleichen Kristallgitters keinen Beweis dagegen, daß zwei Formen desselben Stoffes im Verhältnis wahrer Polymorphie zueinander stehen.

4. Die von Pierre Weiß auf Grund seiner Theorie des molekularen Feldes gegebene Erklärung für das Auftreten der mit der magnetischen Umwandlung verknüpften Wärmetönung steht mit dem Auftreten eines Haltepunktes auf den Temperatur-Zeitkurven im Widerspruch.

## Die Schwindung des Tempergusses.

Von Dr.-Ing. Emil Schüz in Leipzig-Großschocher.

(Mitteilung aus dem Prüfamte der Eisen- und Stahlwerke Meier & Weichelt, Leipzig-Lindenau.)

(Temperguß aus dem Siemens-Martin-Ofen. Probekörper und Untersuchungsverfahren. Weißkernguß und Schwarzkernguß. Schwindung des Rohgusses und der getemperten Stäbe. Zusammenfassung.)

(Hierzu Tafel 5.)

Den Anlaß zu den Untersuchungen über die Schwindung des Tempergusses gab die unliebsame Erscheinung im Betriebe, daß gewisse in Massen hergestellte Gußstücke, an welche hohe Anforderungen in bezug auf Genauigkeit in den Längenmaßen gestellt werden, ab und zu plötzlich entweder um eine Kleinigkeit zu lang oder zu kurz ausfielen, während an den Modellen, der Gattierung und am Temperverfahren nichts geändert wurde. Diese Erscheinung trat zwar sehr selten und nur kurze Zeit, aber dann in starkem Maße auf. Da diese Beobachtung auf eine verschiedene Schwindung des fertigen Tempergusses zurückgeführt wurde, und da über die Schwindung des Tempergusses im Schrifttum<sup>1)</sup> nur allgemeine Angaben vorliegen, wurden Versuche im praktischen Betriebe ausgeführt, die zur Aufklärung der Schwindungsverhältnisse bei der Herstellung von Temperguß beitragen sollten.

Die vorliegende Arbeit behandelt nur Temperguß aus dem Siemens-Martin-Ofen (also Temperguß mit einem viel niedrigeren Schwefel- und Kohlenstoffgehalt im Rohguß als aus dem Kuppelofen), und zwar sowohl den europäischen Weißkernguß als auch den Schwarzkernguß amerikanischer Art.

Die Zusammensetzung des Rohgusses liegt knapp an der Grenze des Gebietes I für weißes Gußeisen im Maurerschen Gußeisendiagramm<sup>2)</sup>, was zur Erleichterung des Temperverfahrens von Wichtigkeit ist.

Die Versuche wurden wie folgt ausgeführt. Um Fehler beim Einformen durch das Herausziehen des Modells zu vermeiden, wurde nicht die Länge der Probestäbe selbst gemessen, sondern es wurden zwei Modelle mit je zwei kegelförmigen kleinen Spitzen

nach Abb. 1 hergestellt, deren Abstand nach dem Guß und nach dem Tempern mit der Schiebelehre auf  $\frac{1}{10}$  mm genau gemessen wurde. Die Wandstärke der weitaus größten Anzahl von Tempergußstücken liegt zwischen 2 und 20 mm. Das eine Modell hatte deshalb 7 mm Wandstärke als Beispiel eines am häufigsten vorkommenden mittleren dünnwandigen Gußstücks, das andere 15 mm als Beispiel eines mittleren dickwandigen. Die Probestäbe wurden gleichmäßig an einer Stirnseite angeschnitten, und zwar

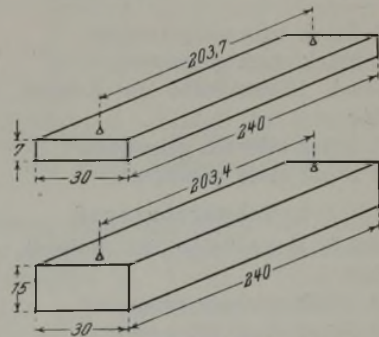


Abbildung 1. Modelle für die Probestäbe.

hatte der Anschnitt des 7-mm-Stabes einen Querschnitt von  $5 \times 25$  mm, der des 15-mm-Stabes einen solchen von  $10 \times 25$  mm.

Da vermutet wurde, daß die Verschiedenheit in der Schwindung weniger auf die wenig schwankende chemische Zusammensetzung des Gußstückes zurückzuführen war, als vielmehr auf verschieden starke Temperung bzw. verschieden starke Abscheidung von Temperkohle und Entkohlung, gelangten folgende Messungen zur Ausführung, deren Durchschnittsergebnisse in Zahlentafel 1 zusammengestellt sind.

### 1. Weißkernguß.

- a) 21 Stück 7-mm-Stäbe im Rohguß, davon nachher

<sup>1)</sup> Vgl. E. Leber: Die Herstellung des Tempergusses und die Theorie des Glühfrischens nebst Abriß über die Anlage von Tempergießereien (Berlin: Jul. Springer 1919), S. 94.

<sup>2)</sup> Kruppsche Monatsh. 5 (1924), S. 115/22; vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 1522/4.

Zahlentafel 1. Durchschnittsergebnisse der verschiedenen Versuchsreihen.

|  |  |                           | Rohguß-<br>schwin-<br>dung<br>in %<br>vom<br>Modell | Schwin-<br>dung<br>in %<br>vom<br>Modell | Zu-<br>nahme<br>in %<br>vom<br>Modell | Chemische Zusammensetzung: |              |                |                |                |              |                       |              |      |
|--|--|---------------------------|---|--|---------------------------------------|----------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|--------------|-----------------------|--------------|------|
|  |  |                           |   |  |                                       | Rohguß                     |              |                |                |                | getempert    |                       |              |      |
|  |  |                           |   |  |                                       | Ges.C<br>%                 | Si<br>%      | Mn<br>%        | P<br>%         | S<br>%         | Ges.C<br>%   | Temper-<br>kohle<br>% | Ges.C<br>%   |      |
| a) Weißkernguß<br>7 mm Stäbe<br>Spitzenabstand<br>des Modells:<br>203,7 mm | Schwach<br>getempert   | Mittel aus<br>11 Stäben   | - 2,03  | - 1,92                                   | + 0,11                                | 2,73                       | 0,72         | 0,11           | 0,078          | 0,090          | 1,09         | 0,46                  | 0,63         |      |
|  |  | Niedrigst-<br>u. Höchstw. | 1,91<br>2,31  | 1,77<br>2,21                             | 0,04<br>0,24                          | 2,54<br>3,00               | 0,66<br>0,79 | 0,11<br>0,12   | 0,070<br>0,090 | 0,080<br>0,102 | 0,77<br>1,44 | 0,29<br>0,68          | 0,40<br>0,87 |      |
|  |  | Stark<br>getempert        | Mittel aus<br>10 Stäben                             | - 2,00                                   | - 2,29                                | - 0,29                     | 2,74         | 0,75           | 0,115          | 0,074          | 0,092        | 0,44                  | 0,13         | 0,31 |
|  | Niedrigst-<br>u. Höchstw.  |                           | 1,96<br>2,16  | 2,06<br>2,60                             | 0,10<br>0,64                          | 2,65<br>2,89               | 0,70<br>0,80 | 0,11<br>0,12   | 0,071<br>0,079 | 0,074<br>0,101 | 0,29<br>0,61 | 0,08<br>0,17          | 0,19<br>0,45 |      |
|  | Schwach<br>getempert   |                           | Mittel aus<br>11 Stäben                             | - 1,86                                   | - 1,42                                | + 0,44                     | 2,73         | 0,72           | 0,11           | 0,078          | 0,090        | 2,08                  | 1,24         | 0,84 |
|  |  | Niedrigst-<br>u. Höchstw. | 1,72<br>1,98  | 1,23<br>1,62                             | 0,20<br>0,64                          | 2,54<br>3,00               | 0,66<br>0,79 | 0,11<br>0,12   | 0,070<br>0,090 | 0,080<br>0,102 | 1,86<br>2,52 | 1,06<br>1,69          | 0,52<br>1,19 |      |
| Stark<br>getempert   |  | Mittel aus<br>9 Stäben    | - 1,84  | - 1,35                                   | + 0,49                                | 2,74                       | 0,75         | 0,115          | 0,074          | 0,091          | 1,62         | 0,88                  | 0,74         |      |
|  | Niedrigst-<br>u. Höchstw.  | 1,72<br>2,02              | 1,03<br>1,87  | 0,11<br>0,79                             | 2,65<br>2,89                          | 0,70<br>0,80               | 0,11<br>0,12 | 0,071<br>0,077 | 0,074<br>0,101 | 1,27<br>1,90   | 0,51<br>1,16 | 0,50<br>0,98          |              |      |
|  | c) Schwarzkern-<br>guß<br>7-mm-Stäbe<br>Spitzenabstand<br>des Modells:<br>203,7 mm | Schwach<br>getempert      | Mittel aus<br>28 Stäben                             | - 2,00                                   | - 1,39                                | + 0,61                     | 2,31         | 1,18           | 0,28           | 0,080          | 0,042        | 1,75                  | 1,46         | 0,29 |
| Niedrigst-<br>u. Höchstw.  |  |                           | 1,77<br>2,26  | 1,03<br>1,67                             | 0,29<br>0,93                          | 2,08<br>2,42               | 0,94<br>1,36 | 0,20<br>0,35   | 0,067<br>0,107 | 0,034<br>0,053 | 1,36<br>2,26 | 0,97<br>1,94          | 0,08<br>0,54 |      |
| Stark<br>getempert   |  |                           | Mittel aus<br>30 Stäben                             | - 1,96                                   | - 1,52                                | + 0,44                     | 2,29         | 1,25           | 0,33           | 0,094          | 0,044        | 1,52                  | 1,24         | 0,28 |
|  |  | Niedrigst-<br>u. Höchstw. | - 1,82<br>2,06                                      | 1,08<br>1,72                             | + 0,15<br>+ 0,93                      | 2,04<br>2,72               | 1,08<br>1,57 | 0,22<br>0,41   | 0,074<br>0,107 | 0,037<br>0,053 | 1,18<br>2,09 | 0,69<br>1,86          | 0,06<br>0,66 |      |
|  |  | Schwach<br>getempert      | Mittel aus<br>28 Stäben                             | - 1,81                                   | - 0,89                                | + 0,92                     | 2,31         | 1,18           | 0,28           | 0,080          | 0,042        | 2,03                  | 1,82         | 0,21 |
| Niedrigst-<br>u. Höchstw.  |  |                           | 1,67<br>2,02  | 0,65<br>1,33                             | 0,49<br>1,17                          | 2,08<br>2,42               | 0,94<br>1,36 | 0,20<br>0,35   | 0,067<br>0,107 | 0,034<br>0,053 | 1,67<br>2,32 | 1,43<br>2,17          | 0,13<br>0,35 |      |
| Stark<br>getempert   | Mittel aus<br>30 Stäben  |                           | - 1,79  | - 0,96                                   | + 0,83                                | 2,29                       | 1,25         | 0,33           | 0,094          | 0,044          | 1,96         | 1,73                  | 0,23         |      |
|  | Niedrigst-<br>u. Höchstw.  | 1,67<br>2,06              | 0,59<br>1,28  | 0,49<br>1,17                             | 2,04<br>2,72                          | 1,08<br>1,57               | 0,22<br>0,41 | 0,074<br>0,107 | 0,037<br>0,053 | 1,59<br>2,38   | 1,42<br>2,09 | 0,09<br>0,46          |              |      |

- 11 Stück schwach getempert,  
10 Stück stark getempert;
- b) 20 Stück 15-mm-Stäbe im Rohguß, davon  
nacher  
11 Stück schwach getempert,  
9 Stück stark getempert.
- 2. Schwarzkernguß.
- a) 58 Stück 7-mm-Stäbe im Rohguß, davon  
nacher  
28 Stück schwach getempert,  
30 Stück stark getempert;
- b) 58 Stück 15-mm-Stäbe im Rohguß, davon  
nacher  
28 Stück schwach getempert,  
30 Stück stark getempert.

Die Temperung erfolgte unter den im Betrieb üblichen Bedingungen:  
für Weißkernguß . . 1000—1050° in Eisenerz,  
für Schwarzkernguß 850— 870° in einem neu-  
tralen Temper-  
mittel.

Die schwach getemperten Stäbe waren ganz unten, die stark getemperten ganz oben im Ofen eingepackt. Die Schwindung wurde in Prozent vom Modell ausgedrückt, und von jeder Versuchsreihe wurde das Mittel ausgerechnet, das in Zahlentafel 1 mit den Niedrigst- und Höchstwerten wieder-  
gegeben ist. In Zahlentafel 2 sind die Höchst- und

Zahlentafel 2. Höchst- und Niedrigstwerte des Rohgusses und des getemperten Gusses.

|                           | Niedrigst-<br>wert in %<br>vom Modell | Höchst-<br>wert in %<br>vom Modell |
|---------------------------|---------------------------------------|------------------------------------|
| Rohguß . . . . .          | 1,67                                  | 2,31                               |
| Getemperter Guß . . . . . | 0,59                                  | 2,60                               |

Niedrigstwerte für die Schwindung zusammen-  
gestellt.

Die Versuche ergaben, daß die Schwindung des Tempergusses ganz außerordentlichen Schwankungen unterworfen ist. Für die als Beispiele herangezogenen Wandstärken von 7 und 15 mm kann der Rohguß zwischen 1,67 und 2,31 % schwanken. Der Spielraum beträgt also ± 0,32 %. Im getemperten Guß dagegen treten für diese Wandstärken Schwankungen auf von 0,59 % bis 2,60 %, das ist ein Spielraum von ± 1,00 %.

I. Die Schwindung des Rohgusses.

In Auswertung der Zahlentafel 1 sind in Zahlentafel 3 die Mittelwerte für den Rohguß eingetragen. Es geht daraus hervor, daß sowohl beim Weißkern- als auch beim Schwarzkernrohguß dünnwandige Stücke mehr schwinden als dickwandige (bei den 7- und 15-mm-Stäben je um 0,17 bis 0,18 %). Diese Erscheinung wird darauf zurückgeführt, daß die 7-mm-Stäbe 5 × 25 mm, die 15-mm-Stäbe aber 10 × 25 mm

Zahlentafel 3. Zusammenstellung der Mittelwerte des Rohgusses.

|                   | Weißkern-<br>rohguß in<br>%<br>vom Modell | Schwarz-<br>kernrohguß<br>in %<br>vom Modell | Unterschied<br>in<br>% |
|-------------------|---|--|------------------------|
| 7-mm-Stäbe . . .  | 2,02                                      | 1,98   | 0,04                   |
| 15-mm-Stäbe . . . | 1,85                                      | 1,80   | 0,05                   |
| Unterschied . . . | 0,17                                      | 0,18   |                        |

angeschnitten waren, so daß also die dicken Stäbe bei der Erstarrung viel länger noch flüssiges Eisen nachsaugen konnten als die dünnen Stäbe. Diese Erscheinung ist demnach auf rein mechanische Einflüsse zurückzuführen. Ferner schwindet der Weißkernguß sowohl bei den dünnwandigen als auch bei den dickwandigen Stücken um eine Kleinigkeit mehr als der Schwarzkernguß (bei den 7- und 15-mm-Stäben je um 0,04 und 0,05 %). Für die Praxis ist dieser geringe Unterschied von keiner Bedeutung. Im Schrifttum findet man allgemein die Ansicht, daß das Schwindmaß mit steigendem Siliziumgehalt abnimmt<sup>3)</sup>. Für die meisten Fälle mögen solche allgemeinen Angaben auch genügen und richtig sein. Man hat aber im einzelnen streng zu unterscheiden, ob der Einfluß des Fremdstoffes unmittelbar durch die Legierung desselben mit dem Eisen erfolgt oder durch seine verschiebende Wirkung auf das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach dem Karbid- oder Graphitsystem hin.

In Abb. 2 ist der Einfluß von Silizium auf die Schwindung von sehr reinem Weicheisen (also sehr kohlenstoffarmem Eisen) aus der grundlegenden Arbeit von Wüst: „Einfluß einiger Fremdkörper auf die Schwindung des Eisens“<sup>4)</sup> herangezogen. Wüst folgert nach diesen Ergebnissen „daß das Silizium, von geringen Zusätzen abgesehen, verkleinernd auf die Schwindung wirke“, und zwar von 2,39 (der Schwindung des reinen Eisens) auf 1,7 % bei einem Gehalt von 18,24 % Si. Die verkleinernde Wirkung ist nach der Siliziumkurve der Abb. 2 wohl ersichtlich, jedoch handelt es sich bei den im technischen Eisen üblichen Gehalten bis zu höchstens 3,5 % gerade um die oben erwähnten geringen Zusätze, und hier ergibt sich auf Grund der Wüstschen Ergebnisse, daß die Gesamtschwindung des reinen Eisens, welche auf 2,39 % festgelegt ist, durch einen Zusatz von 0,77 % Si auf 2,50 % gestiegen ist. Erst bei einem Siliziumgehalt von etwa 1,5 % schneidet die Schwindungskurve von Silizium die gestrichelt eingezeichnete Linie des reinen Eisens von 2,39 % und wirkt dann erst wirklich „verkleinernd“ auf die Schwindung des reinen Eisens. Die verkleinernde Wirkung ist übrigens so gering, daß die Schwindung eines Eisens mit 5 % Si immer noch etwa 2 % beträgt. Unter der Angabe, daß das Schwindmaß mit steigendem Siliziumgehalt abnimmt, ist also nur die mittelbare Wirkung über den Kohlenstoff zu verstehen.

<sup>3)</sup> Vgl. B. Osann: Lehrbuch der Eisen- und Stahlgießerei, 4. Aufl. (Leipzig: Wilh. Engelmann 1920), S. 212; E. Leuenberger: St. u. E. 37 (1917), S. 513/21; F. Wüst: St. u. E. 43 (1923), S. 713/20.

<sup>4)</sup> St. u. E. 43 (1923), S. 713/20.

In demselben Schaubild (Abb. 2) ist der Einfluß von Kohlenstoff auf reines Eisen eingetragen. Nach Wüst verringert ein steigender Kohlenstoffgehalt die Schwindung des reinen Eisens von 2,39 % auf einen bei 1,7 bis 2 % C liegenden Mindestwert von 1,9 %, vergrößert sie dann aber wieder. Wie aus der Arbeit hervorgeht, handelt es sich in allen Fällen um reines Weiß Eisen, also um das Karbidsystem, denn Wüst sagt<sup>5)</sup>, „daß die Schwindung durch Zutritt von Zementit im Ledeburit vergrößert wird“. Nach diesen Untersuchungen scheint also ein rein perlitisches Eisen mit 0,9 % C eine Schwindung von etwa 2,15 % zu besitzen und darüber hinaus nach der Linie ES des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms aus den Mischkristallen ausgeschiedene voreutektoide Zementit die Schwindung noch weiter herabzudrücken bis zu einem niedrigsten Wert von 1,9 % bei 1,7 % C. Sobald nun durch weiter erhöhten Kohlenstoffgehalt der Ledeburit erscheint, steigt die

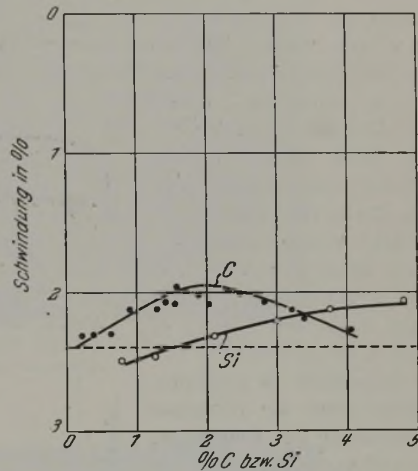


Abbildung 2. Einfluß des Kohlenstoffs und Siliziums auf die Schwindung von sehr reinem Weicheisen (nach Wüst).

Schwindung wieder an (entgegen der Ansicht Lebers) zu um so höheren Werten, je mehr Ledeburit im Eisen enthalten ist. Es ist zu vermuten, daß bei genaueren und zahlreicheren Untersuchungen gegebenenfalls noch eine Richtungsänderung in der Schwindungskurve zwischen 0 und 1,7 % C bei 0,9 % festzustellen ist, da nicht gesagt ist, daß der Einfluß des sich ausscheidenden voreutektoiden Zementits gleich dem des Perlits ist. Auch deuten die starken Streuungen bei diesen Gehalten in der Wüstschen Arbeit darauf hin.

Beim Temperrohguß liegt rein weißes Eisen mit verschiedenem Kohlenstoff- und Siliziumgehalt vor. Die Schwankungen im Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalt sind zu geringfügig, als daß ihr Einfluß berücksichtigt werden müßte. Die Auswertung der Ergebnisse dieser Arbeit nach steigendem Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalt ergab nicht die geringste Gesetzmäßigkeit. Die Wüstschen Ergebnisse sind also unmittelbar auf den Temperrohguß zu übertragen. Es blieb nur noch die Frage offen

<sup>5)</sup> A. a. O., S. 716.

Zahlentafel 4. Nebenversuche: Einfluß des Siliziums auf die Schwindung perlitischen und unterperlitischen Stahls.

| Nr. | Chemische Zusammensetzung |      | Schwindung<br>in %<br>vom Modell |
|-----|---------------------------|------|----------------------------------|
|     | Si %                      | C %  |                                  |
| 1   | 0,28                      | 0,44 | - 2,28                           |
| 2   | 0,33                      | 0,66 | - 2,26                           |
| 3   | 0,26                      | 1,00 | - 2,25                           |
| 4   | 2,96                      | 0,35 | - 2,29                           |
| 5   | 3,29                      | 0,74 | - 2,28                           |
| 6   | 3,31                      | 0,98 | - 2,28                           |

inwieweit die Schwindung des auf 2,20 bzw. 2,70 % gekohlten Eisens vom Siliziumgehalt beeinflusst würde. Das Silizium befindet sich nicht im Karbid, sondern als Siliko-Ferrit im Perlit des Weißeisens. Es ist also wichtig, zu wissen, ob das Silizium auf die Schwindung perlitischen oder unterperlitischen Stahls einen Einfluß ausübt. Zur Feststellung dieser Frage wurden einige Nebenversuche ausgeführt. Mehrere Probestäbe von 15 mm Wandstärke wurden gegossen

1. aus Stahl mit 0,30 % Si und 0,30, 0,60 und 0,90 % C und
2. aus Stahl mit 3,00 % Si und 0,30, 0,60 und 0,90 % C.

Die Ergebnisse in Zahlentafel 4 lassen zwar die Abnahme der Schwindung mit steigendem Perlitgehalt nicht erkennen, sie beweisen aber, daß innerhalb der üblichen Grenzen der Siliziumgehalt im technischen Eisen keinen merkbaren Einfluß auf die Schwindung des perlitischen und unterperlitischen Stahls ausübt. Für die Unterschiede in der Schwindung des Weiß- und Schwarzkernrohrgusses bleibt also nur noch der verschiedene Kohlenstoffgehalt bzw. der zum Perlit tretende Zementit übrig, den man dafür verantwortlich machen kann. Diese Klarlegung erscheint deshalb von größter Wichtigkeit, weil dieselbe ebenfalls für den getemperten Guß und für Grauguß volle Gültigkeit hat, nur daß hierbei an Stelle von Zementit die volumenvergrößernden Gefügebestandteile Temperkohle und Graphit treten.

Die Tatsache, daß der Weißkernrohguß mit seinen 0,70 % Si mehr schwindet als der Schwarzkernrohguß mit 1,20 % Si, ist also nicht auf den niedrigeren Siliziumgehalt, sondern auf den höheren Kohlenstoff- bzw. Ledeburitgehalt des Eisens zurückzuführen.

Die Gehalte an Mangan, Phosphor und Schwefel wurden für die vorliegende Arbeit nicht absichtlich verändert. Ihr Einfluß wird infolge ihrer geringen Schwankungen sowohl beim Rohguß als auch in noch viel stärkerem Maße beim getemperten Guß durch den Einfluß des Kohlenstoffs vollkommen überdeckt.

In Abb. 3 sind sämtliche Rohgußproben nach steigendem Kohlenstoffgehalt und in Abb. 4 nach steigendem Siliziumgehalt geordnet. Man erkennt aus den Schaubildern, daß nur eine sehr geringfügige Zunahme der Schwindung mit steigendem

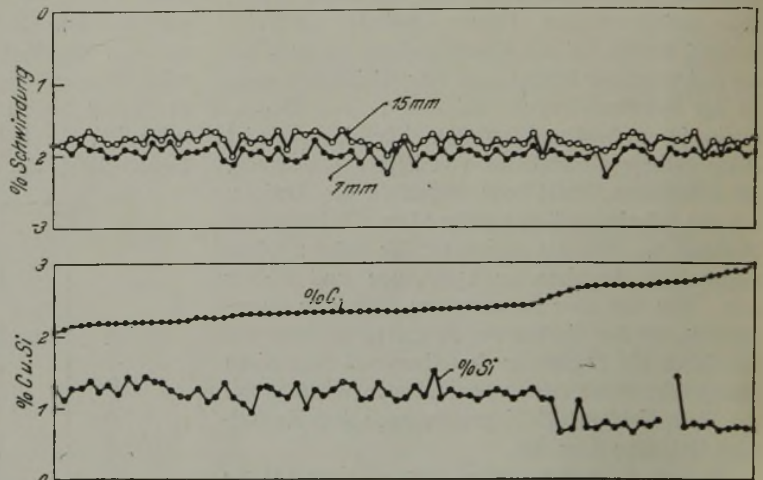


Abb. 3. Die Schwindung des Rohgusses in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

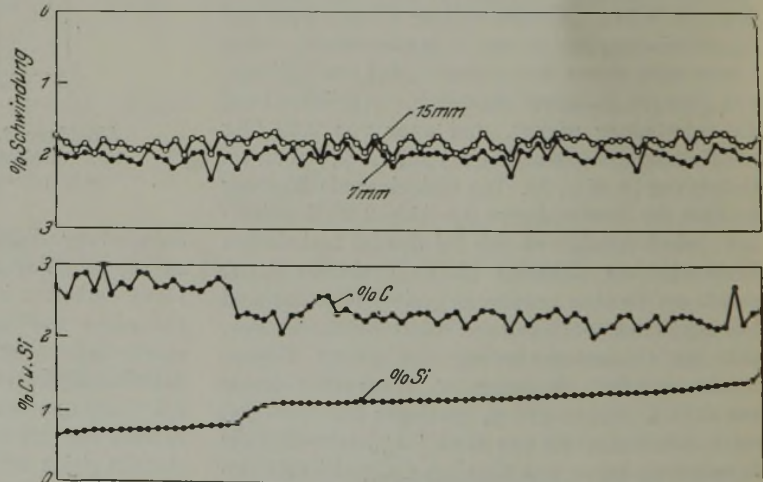


Abb. 4. Die Schwindung des Rohgusses in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt.

Kohlenstoffgehalt zu beobachten ist, die auch in der Siliziumkurve zum Ausdruck kommt, da der Siliziumgehalt mit fallendem Kohlenstoffgehalt steigt. Die Kurven der 15-mm-Stäbe gehen nahezu parallel mit einem durchschnittlichen Abstand von etwa 0,17 %.

## II. Die Schwindung des getemperten Gusses.

Werden die gefundenen Mittelwerte wie in Abb. 5 mit denjenigen des Rohgusses zusammen nach abnehmender Schwindung geordnet, so gewinnt man

Dr. Ing. Emil Schüz: Die Schwindung des Tempergusses.



Abbildung 10. Dünnwandiger Weißkernguß mit 2,0 % Schwindung.

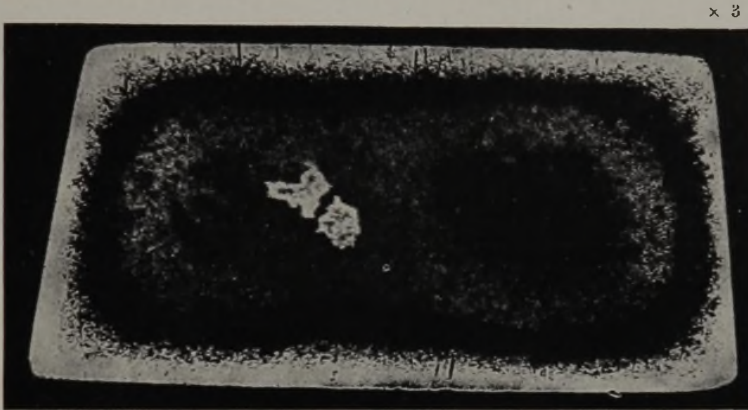


Abbildung 11. Dickwandiger Weißkernguß mit 1,5 % Schwindung.

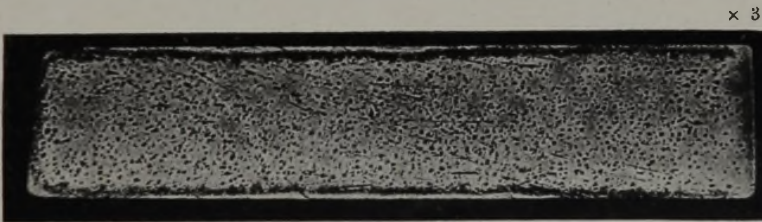


Abbildung 12. Dünnwandiger Schwarzkernguß mit 1,5 % Schwindung.



Abbildung 13. Dickwandiger Schwarzkernguß mit 1,0 % Schwindung.

Dr.-Ing. A. Stadeler: Die Abhängigkeit der Abnutzung von dem Gefügebau.

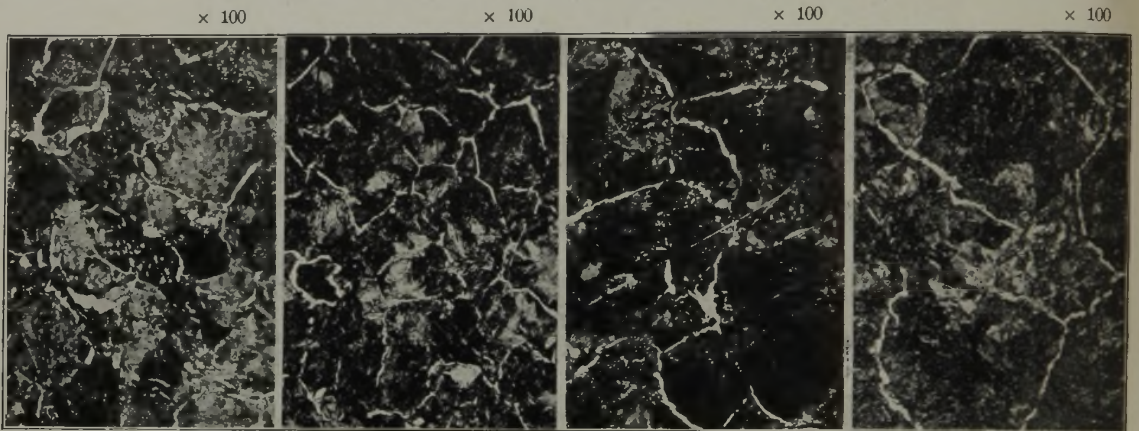


Abbildung 5. Werkstoff 1.    Abbildung 6. Werkstoff 2.    Abbildung 7. Werkstoff 8.    Abbildung 8. Werkstoff 9.

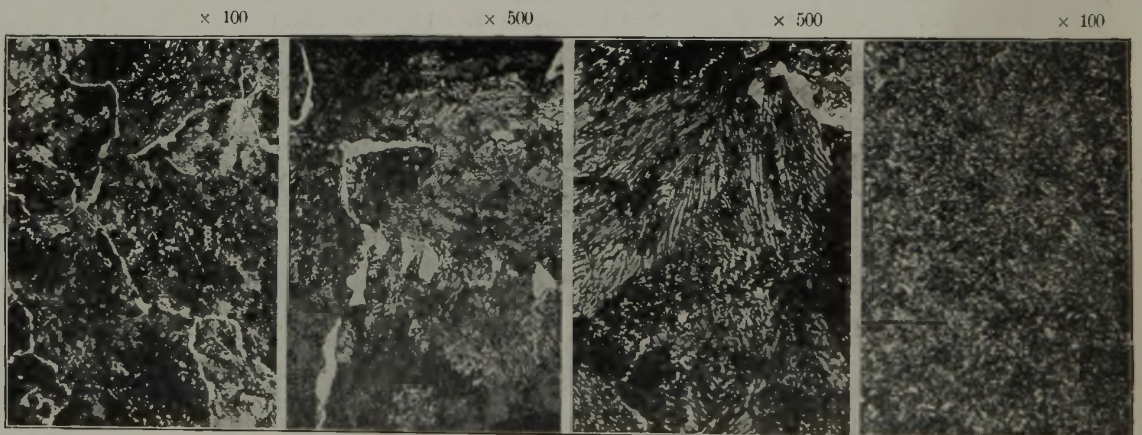


Abbildung 9. Werkstoff 10.    Abbildung 10. Werkstoff 1.    Abbildung 11. Werkstoff 10.    Abbildung 12. Werkstoff 11.

Zahlentafel 5. Zusammenstellung der Mittelwerte des getemperten Gusses unter Berücksichtigung schwacher und starker Temperung.

|                    | Wandstärke mm | Rohguß in % | Schwach getempert in % | Stark getempert in % |
|--------------------|---------------|-------------|------------------------|----------------------|
| Weißkernguß . . .  | 7             | 2,02        | 1,92                   | 2,29                 |
|                    | 15            | 1,85        | 1,42                   | 1,35                 |
| Schwarzkernguß . . | 7             | 1,98        | 1,39                   | 1,49                 |
|                    | 15            | 1,80        | 0,89                   | 0,96                 |

nach oberflächlicher Betrachtung den Eindruck, als ob die Schwindung ohne Gesetzmäßigkeit einmal schwach und einmal stark aufträte. Dies ist aber durchaus nicht der Fall, sondern die Ergebnisse stehen mit den Vorgängen des Temprens im Einklang. Man muß sich nur erst klar sein, durch welche Umstände die Schwindung beim getemperten Guß beeinflusst wird.

Graphithaltiges Eisen, also Grauguß, schwindet rd. 1%. Zementithaltiges Eisen, also weißes Gußeisen, schwindet rd. 2%. Ganz kohlenstoffarmes Eisen, das technische Flußeisen, schwindet ebenfalls

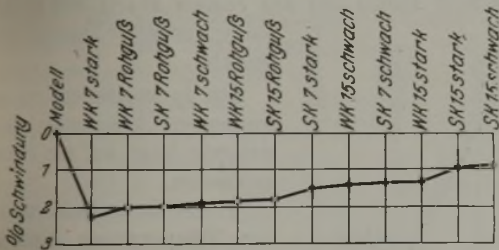


Abbildung 5. [Nach abnehmender Schwindung geordnet.

rd. 2%. [Der einzige Unterschied zwischen Grauguß und weißem Gußeisen ist der, daß im ersteren der überperlitische Kohlenstoff als Graphit, im letzteren als Zementit enthalten ist. Graphit wirkt volumenvergrößernd, Zementit, bei der Erstarrung ausgeschieden, volumenverkleinernd. Das kohlenstoffarme Flußeisen schwindet um so mehr, je weniger Perlit es enthält.

Beim Temperguß laufen alle diese Einwirkungen nebeneinander her. Im Rohguß haben wir reines Weißgußeisen. Je mehr Zementit es enthält, um so größer ist die Schwindung. Beim Tempren gehen folgende Veränderungen vor sich:

1. Zerfall des Zementits in Temperkohle und Perlit, also stärkste Volumenvergrößerung wie beim Grauguß;
2. Entkohlung und Bildung eines mehr oder weniger starken Randes von rein ferritischem Gefüge, also stärkste Schwindung wie beim Flußeisen.

Je mehr Temperkohle sich also ausgeschieden hat und je weniger stark ein Stück entkohlt ist, desto geringer ist die Schwindung. Je mehr ein Stück entkohlt ist, desto stärker wird die Schwindung sein. Schwachwandige Gußstücke entkohlen stärker als dickwandige, sie müssen demnach auch stärker schwinden als diese.

Die in Abb. 5 nach abnehmender Schwindung geordneten Mittelwerte sind in Abb. 6 (Zahlentafel 5) nach zunehmender Wandstärke eingezeichnet. Beim Schwarzkernguß wachsen durch die Abscheidung der Temperkohle alle Stücke sehr stark, die schwachgetemperten dickwandigen Stücke am stärksten. Bei den dünnwandigen Stücken macht sich schon eine geringe Entkohlung bemerkbar. Sie sind nicht so stark gewachsen. Der schwachgetemperte Weißkernguß wächst ebenfalls. Die Wirkung der Abscheidung von Temperkohle übertrifft bei dünnwandigen Stücken etwas, bei dickwandigen Stücken

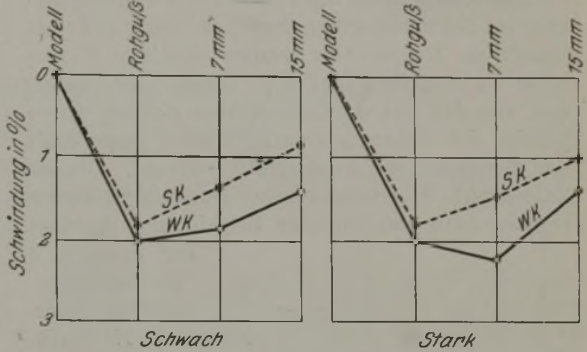


Abbildung 6. Der Einfluß der Wandstärke.

mehr die Wirkung der gleichzeitigen Entkohlung. Bei starker Temperung dagegen erfahren die dünnwandigen Stücke eine noch weitergehende Schwindung als der Rohguß. Sie haben schon stahlähnliche Eigenschaften, während in den dickwandigen Stücken noch viel Temperkohle enthalten und damit ein starkes Wachstum verbunden ist.

In Abb. 7 (Zahlentafel 5) sind die dünnwandigen und dickwandigen Stäbe zum Vergleich des Ein-

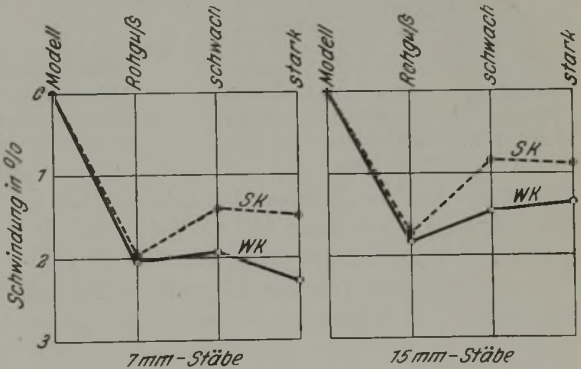


Abbildung 7. Der Einfluß schwacher und starker Temperung.

Zahlentafel 6. Zusammenstellung der Mittelwerte des getemperten Gusses ohne Berücksichtigung der schwachen und starken Temperung.

|                  | Wandstärke mm | Rohguß in % | Getempert in % |
|------------------|---------------|-------------|----------------|
| Weißkernguß . .  | 7             | 2,03        | 2,10           |
|                  | 15            | 1,85        | 1,38           |
| Schwarzkernguß . | 7             | 1,98        | 1,44           |
|                  | 15            | 1,80        | 0,92           |

flusses der schwachen und starken Temperung ein-gezeichnet. Schwach getempert wachsen die dünnwandigen Stücke etwas, die dickwandigen viel, der Schwarzkernguß stets mehr als der Weißkernguß. Bei den starkgetemperten Stücken, ausgenommen beim dickwandigen Weißkernguß, macht sich in allen Fällen die stärkere Entkohlung geltend. Es wird angenommen, daß hier das schwachgetemperte Stück noch etwas Zementit enthält, der erst bei stärkerem Tempern ganz in Temperkohle und Perlit zerfällt, so daß der Einfluß dieser Abscheidung stärker ist als der Einfluß der Entkohlung.

Zum Nachweis der oben beschriebenen Abhängigkeit der Schwindung von der Entkohlung und vom Gehalt an Temperkohle wurden sämtliche Probe-stäbe an denselben Stellen je dreimal durchbohrt, und von den gut durchgemischten Spänen wurde jeweils der Gesamtkohlenstoff, die Temperkohle und der gebundene Kohlenstoff bestimmt. Die der Zahlentafel 1 entnommenen Durchschnittswerte ergeben nach abnehmender Schwindung geordnet

den in Abb. 8 wiedergegebenen Kurvenverlauf. Es bestä-

ergibt sich, daß im Mittel dünnwandiger Weißkern-guß weitaus am stärksten schwindet, und zwar etwas über 2%. Dünnwandiger Schwarzkernguß und dickwandiger Weißkernguß weisen etwa dieselbe mittlere Schwindung von etwa 1,5% auf. Der dickwandige Schwarzkernguß hat die geringste Schwindung mit rd. 1%.

In den Abb. 10 bis 13 (Tafel 5) sind die kennzeichnenden Gefügebilder der vier soeben besprochenen Schwindungsstäbe in dreifacher Vergrößerung festgehalten. Die Abb. 10 stellt einen dünnwandigen Weißkernguß dar mit über 2% Schwindung. Der Querschnitt besteht größtenteils aus Ferrit und enthält nur wenig Temperkohle und Perlit. Der in Abb. 11 wiedergegebene dickwandige Weißkernguß mit 1,5% Schwindung besitzt eine verhältnismäßig nur wenig entkohlte Randschicht aus Ferrit, während die große Masse des Kerns aus Perlit und Temperkohle besteht. In dem in Abb. 12 wiedergegebenen Schlibbild eines dünnwandigen Schwarzkerngusses mit ebenfalls 1,5% Schwindung ist deutlich eine kleine entkohlte Randschicht (mit einer darauffolgenden dünnen Zone von Perlit) sichtbar, während der dickwandige Schwarzkernguß mit 1,0% Schwindung in Abb. 13 bis zum Rande nur aus reinem Ferrit mit gleichmäßig verteilter Temperkohle besteht.

Die in vorstehendem gewonnenen Erkenntnisselassen sich wie folgt auf die Praxis anwenden.

Treten in der Schwindung des Tempergusses Unregelmäßigkeiten auf, so ist die Ursache nicht auf Schwankungen in den Gehalten der Fremdstoffe des Gusses zurückzuführen, denn diese sind bei normalem Betrieb viel zu gering. Dagegen ist der Gehalt an Kohlenstoff und die Form seines Auftretens

im getemperten Gußstück und damit auch die Führung des Tempervorganges von ausschlaggebender Bedeutung. Liegt ein Gußstück mit geringer Wandstärke vor, das wie im eingangs erwähnten Beispiel plötzlich zu kurz ausgefallen ist, so kann dem dadurch Abhilfe geschaffen werden, daß derartige Stücke schwächer getempert, also weniger entkohlt werden, z. B. durch Einpacken in den untersten Teil des Ofens. Zu lang gewordene Gußstücke können auch nachträglich noch verkürzt werden, indem sie durch erneutes Tempern weiter entkohlt werden. Auf alle Fälle ist aber stets dort, wo es sich um genaue Einhaltung der Längenmaße handelt, genaue Ueberwachung der Tempertemperatur erforderlich und das Schwindmaß zu berücksichtigen, das je nach der Art des Gusses und der Wandstärke nach obigen Ergebnissen dafür in Betracht kommt.

Zusammenfassung.

I. Rohguß. Weißkernrohguß schwindet durchschnittlich 1,93%. Dünnwandige Stücke etwas

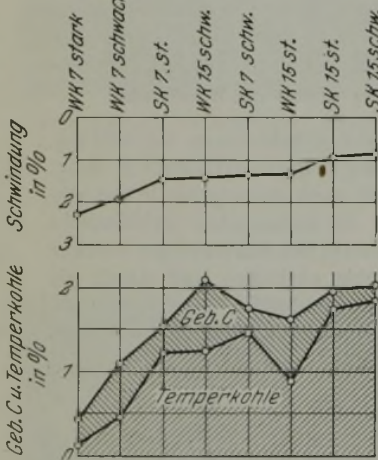


Abbildung 8. Gesamtkohlenstoff, Temperkohle und gebundener Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Schwindung.

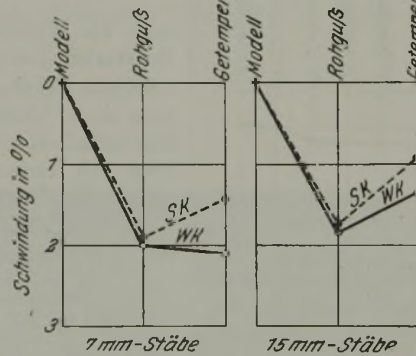


Abbildung 9. Die durchschnittliche Schwindung von Schwarzkern- und Weißkernguß mit verschiedener Wandstärke.

tigt sich, daß die Temperkohle mit abnehmender Schwindung zunimmt und die Stäbe mit der größten Schwindung am stärksten entkohlt sind.

Der durch die Versuche festgestellte Einfluß einer schwachen und starken Temperung wird in der Praxis bis zu einem gewissen Grade ausgeglichen, insofern, als es üblich ist, die dicken Stücke oben, die dünnen Stücke aber unten in den Ofen einzupacken, wodurch erstere einer stärkeren Temperung ausgesetzt sind als die letzteren. Da bei den Versuchsreihen von den dicken und den dünnen Stäben ebenso viele Stäbe stark als schwach getempert wurden, so ergibt sich eine durchschnittliche mittelstarke Temperung, wenn man beide Reihen zusammenfaßt und das Mittel rechnet. Es sind deshalb in Abb. 9 (Zahlentafel 6) die Mittelwerte für die schwach und stark getemperten Stücke zusammengenommen und zum Vergleich der dünnwandigen und dickwandigen Stücke für Schwarz- und Weißkernguß eingezeichnet worden. Daraus



mehr, dickwandige Stücke etwas weniger (bei 7 und 15 mm Wandstärke 2,02 und 1,85 %).

Schwarzkerneguß schwindet durchschnittlich 1,89 %. Dünnwandige Stücke etwas mehr, dickwandige Stücke etwas weniger (bei 7 und 15 mm Wandstärke 1,98 und 1,80 %).

Der Weißkerneguß schwindet etwas mehr als der Schwarzkerneguß, sofern (wie hier) der Kohlenstoffgehalt höher liegt als bei letzterem.

Der Unterschied in der Schwindung des Rohgusses ist zu gering, als daß er für die Praxis von Bedeutung wäre.

II. Getemperter Guß. Dünnwandiger Weißkerneguß schwindet weitaus am stärksten, und zwar durchschnittlich 2,0 %.

Dickwandiger Weißkerneguß und dünnwandiger Schwarzkerneguß haben etwa dieselbe Schwindung von durchschnittlich 1,5 %.

Dickwandiger Schwarzkerneguß hat die geringste Schwindung mit durchschnittlich 1 %.

Die Schwindung ist um so geringer, je mehr Temperkohle im Guß enthalten ist, und um so stärker, je mehr das Stück entkohlt ist. Sie läßt sich deshalb je nach der Wandstärke des Gußstückes durch starkes oder schwaches Tempern künstlich beeinflussen.

## Die Abhängigkeit der Abnutzung von dem Gefügeaufbau.

Von Dr.-Ing. A. Stadeler in Hattingen (Ruhr).

(Untersuchungen an unvergütetem und vergütetem Walzstahl. Chemische, mechanische und metallographische Untersuchungen. Abnutzungsergebnisse und ihre Auswertung.)

(Hierzu Tafel 6.)

In einer früheren Arbeit des Verfassers<sup>1)</sup> war über Abnutzungsversuche allgemeinerer Art, die nur als Orientierungsversuche gedacht waren, berichtet worden. Als Schlußfolgerung dieser Versuche wurde angegeben, daß unter sonst gleichen Versuchsbedingungen die Abnutzung um so geringer ist, je höher die Festigkeit bzw. die Brinellhärte des nicht abgeschreckten, zähen Probenmaterials, je höher die Härte der Gegenscheibe und je größer die Rollgeschwindigkeit ist. Vergütung des Materials verringert ebenfalls den Verschleiß. Die Abnutzung ist um so größer, je höher der Prüfdruck und der Schlupfgrad ist.

Bis auf den Einfluß der Vergütung stimmen die Versuchsergebnisse mit den von anderer Seite gemachten Feststellungen überein. Bezüglich der Vergütung stellten H. Meyer und F. Nehl<sup>2)</sup> bei Prüfung eines harten Radreifenwerkstoffes mit 0,92 % C, 0,57 % Mn und 0,25 % Si fest, daß unter gleichen Versuchsbedingungen der vergütete Werkstoff mehr als das Doppelte der Abnutzung des einfachen Walzerzeugnisses aufwies. Auch nach den umfangreichen Versuchen von Brinell<sup>3)</sup> zeigt der gehärtete oder vergütete Stahl bei Untersuchung des Abnutzungswiderstandes unter Einwirkung eines Schleifmittels fast stets ein verhältnismäßig ungünstiges Verhalten. Nach Dudley<sup>4)</sup> hingegen wird hoher Verschleißwiderstand der Schiene im Gleise bei gleichen Dehnungs- und Festigkeitswerten von feinkörnigem Gefüge begleitet; auch nach C. O. Reid<sup>5)</sup> scheint die feinkörnige Beschaffenheit des Gefüges das hauptsächlichste Merkmal hohen Abnutzungswiderstandes zu sein. Wie bereits oben angeführt, ergaben die Orientierungsversuche<sup>1)</sup>, daß Vergütung den Verschleiß

verringert. Die Versuche wurden seinerzeit an vier verschiedenen Werkstoffen ausgeführt, und in allen vier Fällen wies der vergütete Werkstoff geringeren Verschleiß auf als der gleiche nur gewalzte Werkstoff. Zur Klärung des mithin über den Einfluß der Vergütung auf die Abnutzung bestehenden Widerspruchs wurden weitere planmäßige Untersuchungen angestellt, über die nachstehend berichtet werden soll.

Die Versuche wurden auf der Abnutzungsmaschine Bauart Mohr & Federhaff an hartem Walzstahl von ungefähr 80 bis 90 kg/mm<sup>2</sup> Festigkeit angestellt. Zehn unvergütete, also nur gewalzte, und zehn nach dem Walzen regelvergütete Werkstoffe wurden der laufenden Herstellung entnommen, auf chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften untersucht und der Abnutzungsprüfung unterworfen. Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften erstreckte sich auf Feststellung der Streckgrenze, Festigkeit, Dehnung, Querschnittsverminderung, Brinellhärte, Kerbzähigkeit und Anzahl der Wechsellastspannungsschläge. Die Abnutzungsprüfung fand unter stets gleichen Bedingungen an 20 mm breiten Proben von 50 mm Durchmesser statt, bei gleichem Prüfdruck von 100 kg, gleicher Gegenscheibe mit einer Härte von 683 Brinelleinheiten, gleichem Schlupfgrad von + 1 % und gleicher Rollgeschwindigkeit von 430 Umdr./min.

Die Ergebnisse der chemischen und mechanischen Untersuchungen der unvergüteten Werkstoffe sind in Zahlentafel 1, die der vergüteten in Zahlentafel 2 zusammengestellt, geordnet nach fallendem Verschleiß der Werkstoffe. Die chemische Zusammensetzung ist ziemlich gleichbleibend und schwankt nur innerhalb enggestellter Grenzen. Die mechanischen Eigenschaften zeigen bei dem vergüteten Werkstoff die bekannten, seine Betriebssicherheit erhöhenden Erscheinungen: höhere Streckgrenze, höhere Dehnung, um 100 % höhere Einschnürung als deutlichstes Kennzeichen stattge-

<sup>1)</sup> Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 59 (1925).

<sup>2)</sup> Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 37 (1923).

<sup>3)</sup> Jernk. Ann. 105 (1921), S. 347/98; vgl. St. u. E. 42 (1922), S. 391; 45 (1925), S. 758.

<sup>4)</sup> Trans. Am. Inst. Min. Engs. 7 (1878/79), S. 202; 9 (1880/81), S. 356; 19 (1890/91), S. 892.

<sup>5)</sup> Testing 1 (1924), S. 93.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der unvergüteten Werkstoffe Nr. 1 bis 10.

| Werkstoff Nr | Chemische Zusammensetzung |      |       |       |      | Mechanische Eigenschaften |                    |         |              |              |                    |              |
|--------------|---------------------------|------|-------|-------|------|---------------------------|--------------------|---------|--------------|--------------|--------------------|--------------|
|              | C                         | Mn   | P     | S     | Si   | Streckgrenze              | Festigkeit         | Dehnung | Einschnürung | Brinellhärte | Kerbzähigkeit      | Dauerschläge |
|              | %                         | %    | %     | %     | %    | kg/mm <sup>2</sup>        | kg/mm <sup>2</sup> | %       | %            |              | mk/cm <sup>2</sup> |              |
| 1            | 0,67                      | 0,65 | 0,021 | 0,035 | 0,32 | 46,4                      | 84,0               | 11      | 15           | 217          | 4                  | —            |
| 2            | 0,70                      | 0,73 | 0,025 | 0,051 | 0,34 | —                         | 85,0               | 12      | 16           | 228          | 3                  | 7 375        |
| 3            | 0,68                      | 0,82 | 0,023 | 0,030 | 0,30 | 46,8                      | 91,0               | 12      | 21           | 248          | 3                  | 6 252        |
| 4            | 0,70                      | 0,71 | 0,020 | 0,027 | 0,30 | 50,9                      | 90,0               | 11      | 13           | 248          | 3                  | 10 043       |
| 5            | 0,67                      | 0,62 | 0,037 | 0,035 | 0,25 | 41,7                      | 83,0               | 10      | 12           | 228          | 2                  | 10 362       |
| 6            | 0,72                      | 0,70 | 0,040 | 0,046 | 0,30 | 47,8                      | 89,0               | 11      | 13           | 248          | 3                  | 6 252        |
| 7            | 0,70                      | 0,67 | 0,021 | 0,035 | 0,33 | 48,9                      | 90,0               | 12      | 15           | 248          | 3                  | —            |
| 8            | 0,66                      | 0,70 | 0,028 | 0,029 | 0,31 | —                         | 88,0               | 11      | 14           | 248          | 3                  | —            |
| 9            | 0,65                      | 0,67 | 0,034 | 0,039 | 0,26 | 42,3                      | 85,0               | 12      | 15           | 235          | 3                  | —            |
| 10           | 0,65                      | 0,70 | 0,034 | 0,036 | 0,29 | 47,0                      | 89,0               | 11      | 15           | 248          | 3                  | 9 843        |

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der vergüteten Werkstoffe Nr. 11 bis 20.

| Werkstoff-Nr. | Chemische Zusammensetzung |      |       |       |      | Mechanische Eigenschaften |                    |         |              |              |                    |              |
|---------------|---------------------------|------|-------|-------|------|---------------------------|--------------------|---------|--------------|--------------|--------------------|--------------|
|               | C                         | Mn   | P     | S     | Si   | Streckgrenze              | Festigkeit         | Dehnung | Einschnürung | Brinellhärte | Kerbzähigkeit      | Dauerschläge |
|               | %                         | %    | %     | %     | %    | kg/mm <sup>2</sup>        | kg/mm <sup>2</sup> | %       | %            |              | mk/cm <sup>2</sup> |              |
| 11            | 0,63                      | 0,68 | 0,035 | 0,029 | 0,33 | 59,0                      | 89,0               | 19      | 46           | 241          | 5                  | 18 982       |
| 12            | 0,67                      | 0,62 | 0,016 | 0,039 | 0,28 | 67,0                      | 92,0               | 18      | 43           | 255          | 5                  | 21 695       |
| 13            | 0,70                      | 0,66 | 0,031 | 0,032 | 0,35 | 61,0                      | 90,0               | 15      | 41           | 255          | 5                  | 20 451       |
| 14            | 0,72                      | 0,56 | 0,015 | 0,027 | 0,24 | 68,0                      | 94,0               | 16      | 44           | 255          | 5                  | 15 278       |
| 15            | 0,72                      | 0,58 | 0,024 | 0,029 | 0,20 | 60,0                      | 88,0               | 21      | 48           | 248          | 5                  | —            |
| 16            | 0,73                      | 0,56 | 0,015 | 0,037 | 0,30 | 59,0                      | 81,0               | 21      | 48           | 248          | 4                  | 11 229       |
| 17            | 0,65                      | 0,68 | 0,031 | 0,045 | 0,22 | 58,0                      | 84,0               | 15      | 47           | 248          | 4                  | 14 404       |
| 18            | 0,72                      | 0,56 | 0,020 | 0,038 | 0,33 | 55,0                      | 87,0               | 20      | 49           | 248          | 6                  | 12 857       |
| 19            | 0,73                      | 0,60 | 0,024 | 0,036 | 0,33 | 63,0                      | 85,0               | 18      | 45           | 239          | 4                  | —            |
| 20            | 0,74                      | 0,68 | 0,015 | 0,035 | 0,25 | 54,0                      | 80,0               | 20      | 49           | 217          | 4                  | —            |

habter Vergütung, höhere Kerbzähigkeit und bessere Dauerschlagergebnisse.

Die Ergebnisse der Abnutzungsprüfungen sind in den Abb. 1 und 2 wiedergegeben; jede Kurve stellt das Mittel mehrerer Versuche dar. Die Kurven der unvergüteten Werkstoffe bewegen sich zwischen einer Höchstabnutzung nach 300 000 Umdrehungen von 1,67 g und 0,98 g. Während sieben Werte zwischen den engen Grenzen 1,67 bis 1,36 g liegen, fallen die restlichen drei Werte (Werkstoffe 8 bis 10) aus diesem Rahmen heraus und liegen für sich innerhalb ebenfalls enger Grenzen 1,07 bis 0,98 g. Man kann also die unvergüteten Werkstoffe nach den festgestellten Abnutzungswerten in zwei Gruppen einteilen: Gruppe A, umfassend die Werkstoffe 1 bis 7, mit höherer Abnutzung, und Gruppe B, umfassend die Werkstoffe 8 bis 10, mit geringerer Abnutzung. Ein Zusammenhang zwischen Abnutzung und chemischer Zusammensetzung ist nicht vorhanden, ein Zusammenhang mit den mechanischen Eigenschaften in großen Umrissen erkennbar; die nach der Kugeldruckhärte weichsten Werkstoffe 1 und 2 zeigen die stärkste Abnutzung. Die übrigen Werkstoffe zeigen allerdings bei ziemlich gleicher Brinellhärte merklich unterschiedliche Abnutzung, wobei vor allem die Proben 8 bis 10 auffallen, für deren gute Abnutzungswerte an Hand der festgestellten mechanischen Eigenschaften keine Erklärung gegeben werden kann.

Die Kurven der vergüteten Werkstoffe liegen ziemlich eng zusammen und zeigen Höchstabnutzungen nach 300 000 Umdrehungen zwischen 1,00 und 0,69 g. Eine Abhängigkeit der Abnutzung von der chemischen Zusammensetzung ist auch hier nicht herzuleiten, auch eine Abhängigkeit von den mechanischen Eigenschaften nicht unbedingt erkennbar. Da Werkstoffe bei der Abnutzung eine Beanspruchung oberhalb ihrer Streckgrenze erleiden, legt die Annahme nahe, daß mit steigender Streckgrenze ein Abfallen der Abnutzung festzustellen sein müßte. Eine unmittelbare Abhängigkeit der Abnutzung von der Höhe der Streckgrenze ist aber innerhalb der Versuchsreihe der vergüteten Werkstoffe nicht zu beobachten, denn beispielsweise hat der Werkstoff 14 mit der höchsten Streckgrenze nicht etwa die geringste Abnutzung und der Werkstoff 20 mit geringster Streckgrenze nicht etwa die größte Abnutzung. Ebenso wenig ist eine unmittelbare Abhängigkeit von kleinen Verschiebungen der Höhe der Bruchfestigkeit zu erkennen.

Ein Vergleich der erhaltenen Abnutzungswerte der unvergüteten und vergüteten Werkstoffe bestätigt die bereits früher festgestellte Tatsache, daß der vergütete Werkstoff geringere Abnutzung aufweist als der unvergütete, nur gewalzte Werkstoff. Wie aus Abb. 1 und 2 ersichtlich, kommt der die geringste Abnutzung zeigende unvergütete Werkstoff 10 gleich dem die höchste Abnutzung aufweisenden vergüteten Werkstoff 11. Infolge der wesentlich höheren Streckgrenze der vergüteten Werkstoffe gegenüber den unvergüteten war wohl allgemein eine niedrigere Abnutzung zu erhoffen, da die Werkstoffe bei der Abnutzung oberhalb ihrer Streckgrenze beansprucht werden. Einen besseren Vergleich zwischen unvergütetem und vergütetem Werkstoff erhält man bei Betrachtung der Abb. 3 und 4, die die Mittelwerte der beiden Versuchsreihen wiedergeben. Der Mittelhöchstwert für den unvergüteten Werkstoff beträgt hiernach 1,35 g, für den vergüteten 0,84 g; der vergütete Werkstoff verhält sich also betreffs Abnutzung um 40 % besser als der unvergütete. In Abb. 3 sind dann auch noch die Mittelwerte der beiden Untergruppen A und B der unvergüteten Werkstoffe mit

ihren Höchstwerten 1,50 und 1,02 g eingezeichnet. Also selbst der Mittelwert der Gruppe B, deren Werkstoffe von den übrigen abweichend gute Abnutzungswerte ergaben, ist noch rd. 20 % schlechter als der Mittelwert der vergüteten Werkstoffe.

Um weitere Aufklärung über die Verschiedenheiten der Abnutzungswerte, auch besonders innerhalb der einzelnen Versuchsreihen, zu erhalten, beispielsweise zwischen Gruppe A und B der unvergüteten Werkstoffe, wurden sämtliche geprüften Werkstoffe weiterhin einer metallographischen Untersuchung unterzogen. Die Gefügebearbeitung der unvergüteten Werkstoffe ist aus den Abb. 5 bis 11 (Tafel 6) ersichtlich. Die Werkstoffe der Gruppe A

stoffen gleichzusetzen werden ausgeglühte Werkstoffe sein, da Ausglühen eine Gefügeverfeinerung bewirkt. Die mit steigender Korngröße beobachtete Verschleißverringernng entspricht also, innerhalb der unvergüteten Versuchsreihe, nicht den oben angedeuteten Ansichten von Dudley und Reid, hingegen wohl den Beobachtungen von Meyer-Nehl<sup>2)</sup> und Brinell<sup>3)</sup>. Eine Erklärung, warum die feinmaschigen Werkstoffe eine größere Abnutzung als die grobmaschigen aufweisen, könnte dahin gegeben werden, daß bei den feinmaschigen Werkstoffen an der Berührungslinie oder -fläche mit dem Gegenkörper, sei es nun

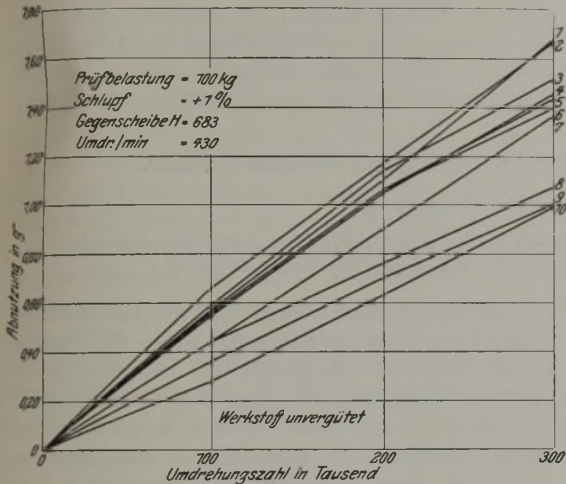


Abb. 1. Abnutzungsversuche an unvergütetem Werkstoff.

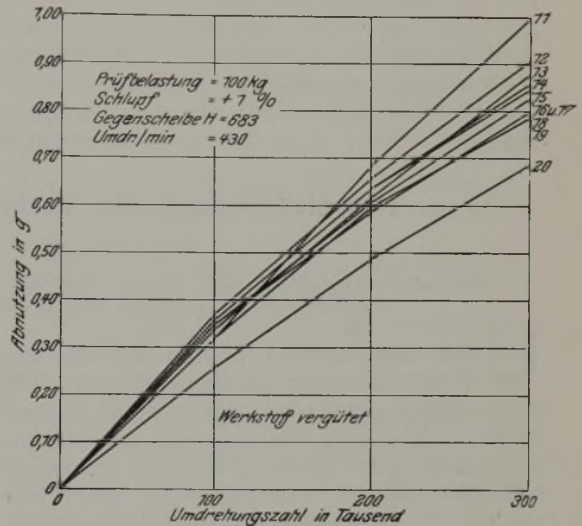


Abb. 2. Abnutzungsversuche an vergütetem Werkstoff.

(Werkstoff 1 bis 7) zeigen ein fein- bis mittelfeinmaschiges Ferritnetzwerk (Abb. 5 und 6), die der Gruppe B (Werkstoff 8 bis 10) ein sehr grobmaschiges Ferritnetzwerk (Abb. 7 bis 9). Bei sämtlichen Werk-

bei dem Abnutzungsversuch die Gegenscheibe, im praktischen Betriebe beim Radreifen die Schiene u. dgl., mehr Anteile von Ferrit anliegen als beim grobmaschigen Werkstoff. Der weiche Ferrit erfährt beim Verschleiß früher als der härtere Perlit eine Beanspruchung oberhalb der Streckgrenze. Die Folge hiervon wird eine Kalthärtung und Verquetschung des Ferrits innerhalb dünnster Schich-

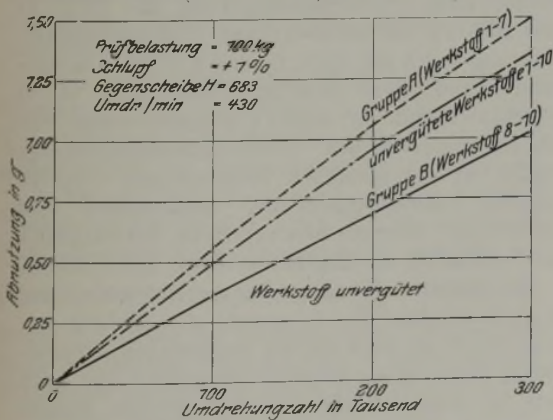


Abbildung 3. Mittelwerte der Abnutzungsversuche der unvergüteten Werkstoffe (1-10).

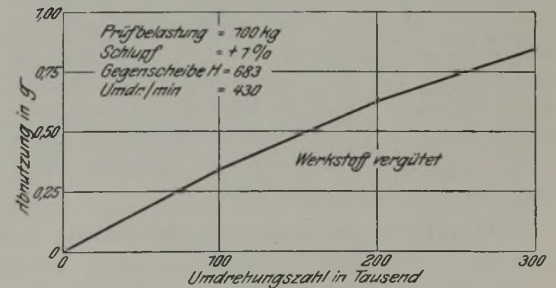


Abbildung 4. Mittelwert der Abnutzungsversuche der vergüteten Werkstoffe (11-20).

stoffen beider Gruppen ist der Perlit lamellar ausgebildet, jedoch bei Gruppe A feiner (Abb. 10) als bei Gruppe B (Abb. 11). Mit Bezug auf die Abnutzung zeigen also die Werkstoffe mit feinmaschigem Gefüge, das sind also normalgewalzte Werkstoffe, größere Abnutzung als die Werkstoffe mit grobmaschigem Gefüge, die also eine Ueberhitzung erfahren haben. Den üblich gewalzten Werk-

ten sein; dieser verquetschte Ferrit wird bald ausbröckeln, und anschließend werden dann die stehengebliebenen härteren Perlitkörner weggerissen werden. Je weniger Ferrit also an der Berührungslinie anliegt, desto geringer wird die Zerstörung, die Abnutzung, sein. Und dies ist der Fall, je härter und je grobmaschiger der unvergütete Werkstoff ist. Ein unvergüteter eutektoider Stahl mit rd. 90 % C,

müßte demnach also noch geringere Abnutzung als der grobkörnige Werkstoff der Gruppe B aufweisen und müßte mehr dem gleichen vergüteten Werkstoff nahekommen.

Bei den vergüteten Werkstoffen wurde durchweg das in Abb. 12 (Tafel 6) wiedergegebene feine sorbitische Gefüge mit beginnender Ferritausscheidung festgestellt. Hier waren zwischen den einzelnen Werkstoffen der Versuchsreihe keine auffallenden metallographischen Unterscheidungsmerkmale bemerkbar. In der früheren Arbeit des Verfassers<sup>1)</sup> wurde festgestellt, daß durch Anwendung einer höheren Härtetemperatur beim Vergüten ein geringerer Verschleiß erzielt wurde. Die Ursache wurde dort mechanisch nachweisbaren Ueberhitzungserscheinungen zugeschrieben. Auch hier kann für die Abnutzungsunterschiede nur diese Erklärung angeführt werden. Wenn der vorliegende vergütete

Werkstoff auch der laufenden Herstellung entnommen wurde, so sind doch kleine Schwankungen in der Härtetemperatur und der Abschreckung selbst möglich; dieselben werden sich dann in dem angegebenen Sinne auswirken.

#### Zusammenfassung.

Bei der Abnutzungsprüfung gleich harter Werkstoffe zeigt der unvergütete normalgewalzte fein- bis mittelfeinmaschige Werkstoff den größten Verschleiß. Dem normalgewalzten Werkstoff muß ausgeglühter Werkstoff gleichgesetzt werden, da Ausglühen eine Kornverfeinerung bewirkt. Einen geringeren Verschleiß als der unvergütete feinmaschige weist der unvergütete grobmaschige Werkstoff auf. Den geringsten Verschleiß zeigt der vergütete Werkstoff. Die Abnutzung kann in Abhängigkeit zu der Menge weicher Ferriteilchen gebracht werden, die der Berührungsfläche mit dem Gegenkörper anliegen.

## Das elektrochemische Verhalten der nichtrostenden Stähle.

Von Professor Dr. B. Strauß in Essen.

(Sauerstoffbeladungstheorie als Ursache der Passivität. Unmöglichkeit, den Sauerstoff durch Titration nachzuweisen. Potentialmessungen an Chrom- und Chromnickelstählen mit steigendem Kohlenstoffgehalt.)

Unter nichtrostenden Stählen versteht man Stähle, bei denen das darin enthaltene Eisen durch Hinzulegierung von Chrom eine dauernde Passivierung erlangt. Dieses passive Verhalten des Eisens kann durch andere, neben dem Chrom auftretende Elemente verstärkt oder geschwächt werden. In einer früheren Arbeit<sup>1)</sup> ist dargestellt worden, wie gerade bestimmte Nickelzusätze zur Verbesserung der physikalischen und chemischen Eigenschaften der Chromstähle führten. Nickel trägt also zur Verstärkung der Passivität des mit Chrom legierten Eisens bei, während es nicht in-stande ist, dem Eisen allein die gleiche Passivität zu verleihen, wie sie durch Chromzusatz erreicht wird. Wie kommt nun die Passivität des Eisens zustande?

Tammann<sup>2)</sup> nimmt als eine mögliche Erklärung an, „daß an der Oberfläche des Eisens jedes Eisenatom sich mit einem Sauerstoffatom verbindet, und daß dabei die Eisenatome der Oberfläche den Zusammenhang mit den tieferliegenden Eisenatomen nicht verlieren. Durch die Bindung des Sauerstoffatoms würde das Eisen so edel werden wie die Eisenoxyde, und doch würde sich eine merkliche Oxydhaut auf dem Eisen nicht bilden“.

#### Titrationversuche zur Sauerstoffbeladungstheorie.

R. Borchers<sup>3)</sup> glaubte, durch Versuche den Nachweis für die Gegenwart von Sauerstoff in der passivierten säurefesten Borchers-Legierung erbracht zu haben. Dieser Sauerstoffbeladungstheorie kann nicht zugestimmt werden, und es soll

<sup>1)</sup> Strauß und Maurer: Kruppsche Monatsh. 1 (1920) S. 129/46.

<sup>2)</sup> St. u. E. 42 (1922), S. 577/8.

<sup>3)</sup> Dr.-Ing.-Diss., Aachen 1914, oder Abhandl. Inst. f. Metallhüttenwesen, Aachen 1915, S. 16. Vgl. auch Oberhoffer: Das technische Eisen (Berlin: Julius Springer 1925), S. 232, Fußnote.

im folgenden gezeigt werden, daß der von Borchers ermittelte Gehalt an Sauerstoff nicht die Ursache für die Passivität des Metalls ist. Borchers passivierte eine Legierung, die neben 32 % Cr und 65 % Ni noch Molybdän und Silber enthielt, an der Luft oder durch Eintauchen in konzentrierte Salpetersäure, und suchte dann nach dem Entpassivieren in verdünnter Schwefelsäure durch Titration mit Kaliumpermanganat den Sauerstoff festzustellen, den er an der Oberfläche des passivierten Metalls annahm.

Eine Nachprüfung der Borchersschen Versuche wurde durchgeführt mit polierten Blechproben aus Nickel, einer Nickelchromlegierung mit 78 % Ni und 20 % Cr und nichtrostender Nickelchromstahllegierung V 2 A mit 20 % Cr und 8 % Ni. Die Entpassivierung wurde stets in Schwefelsäure (1 : 4) während 1 min in einer Flüssigkeitsmenge von 300 cm<sup>3</sup> vorgenommen. Diese Schwefelsäuremenge wurde vor der jeweiligen Titration mit 8 bis 10 Tropfen Permanganatlösung, entsprechend 0,30 bis 0,35 cm<sup>3</sup>, schwach rosa angefärbt. Zahlentafeln 1 bis 3 enthalten die Ergebnisse dieser Nachprüfung.

Bei Metallen, bei denen bei der Entpassivierung in Schwefelsäure (1 : 4) sowohl die Bildung von Wasserstoff als auch die des betreffenden schwefelsauren Salzes in der Oxydulstufe gegeben sein kann (wie bei Eisen), werden namhaft größere Mengen  $\frac{n}{100}$ -Kaliumpermanganatlösung verbraucht, als von Borchers gefunden wurde. Der Verbrauch von  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung gründet sich hierbei einmal auf die Oxydation des Ferrosulfates zum Ferrisalz nach der bekannten Gleichung:  $2 \text{KMnO}_4 + 10 \text{FeSO}_4 + 8 \text{H}_2\text{SO}_4 = \text{K}_2\text{SO}_4 + 5 \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3 + 2 \text{MnSO}_4 + 8 \text{H}_2\text{O}$ , dann aber auch auf die Oxydation des naszierenden Wasserstoffs, der sich beim beginnenden oder bereits eingetretenen Lösen des

Eisens in der verdünnten Schwefelsäure während der Entpassivierung bildet:  $2 \text{KMnO}_4 + 3 \text{H}_2\text{SO}_4 + 5 \text{H}_2$  (nasz.) =  $2 \text{MnSO}_4 + \text{K}_2\text{SO}_4 + 8 \text{H}_2\text{O}$ .

Wird Nickelblech an Stelle von Eisenblech in kalte konzentrierte Salpetersäure zum Passivieren eingelegt, so tritt auf der ganzen Oberfläche eine spontane, ziemlich lebhafte Gasentwicklung von Stickoxyd auf, die aber alsbald so weit nachläßt, daß man sie kaum noch wahrnehmen kann. Damit dürfte der Zustand der Passivierung erreicht sein, denn es treten auch in längerer Zeit keine erkennbaren Veränderungen der Verhältnisse ein. Wenn man nun, wie Borchers angibt, das Nickelblech mit der anhaftenden Salpetersäure zur Entpassivierung in die verdünnte Schwefelsäure (1 : 4) einbringt, so bilden sich, soweit die anhaftende konzentrierte Salpetersäure sich noch nicht mit der verdünnten Schwefelsäure gemischt hat, auf der Oberfläche Reaktionsherde, von denen nach einiger Zeit eine lebhafte Gasentwicklung ausgeht. Die dabei gleichzeitig auftretenden Gase können sein: Wasserstoff, Stickoxyd und Stickstoffdioxid, von denen die beiden ersteren ausgesprochen reduzierende Wirkung auf Kaliumpermanganat haben, wie für naszierenden Wasserstoff bereits oben gezeigt wurde (siehe die zweite Gleichung). Die Gleichung für die Wirkung des naszierenden Stickoxyds verläuft wie folgt:  $2 \text{KMnO}_4 + 5 \text{NO}$  (nasz.) +  $3 \text{H}_2\text{SO}_4 = 5 \text{NO}_2 + \text{K}_2\text{SO}_4 + 2 \text{MnSO}_4 + 3 \text{H}_2\text{O}$ .

Der Verbrauch an  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung kann hierdurch ein sehr hoher werden.

Zum Beleg für die reduzierende Wirkung des naszierenden Wasserstoffs und des naszierenden Stickoxyds wurden, abgesehen von der als bekannt vorausgesetzten Reaktion der Umwandlung des Eisenoxydulsulfates in Eisenoxydsulfat durch die oxydierende Wirkung des Permanganats, folgende Versuche ausgeführt:

1. Es wurde festgestellt, daß naszierender Wasserstoff, aus verdünnter Schwefelsäure mit Zink entwickelt, bei gewöhnlicher Temperatur Permanganat bis zur Mangansulfatbildung reduziert.

2. 300 cm<sup>3</sup> Schwefelsäure (1 : 4), bei normaler Temperatur mit elementarem Wasserstoff (durch Elektrolyse von Kalilauge gewonnen) gesättigt, ergaben keinen Mehrverbrauch an  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung gegenüber der gleichen Menge wasserstofffreier verdünnter Schwefelsäure. Elementarer Wasserstoff reduziert demnach Permanganat nicht.

3. Eine Lösung von salpétrigsaurem Kalium, mit  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung versetzt, bleibt ohne Einwirkung. Diese erfolgt sofort nach Zugabe von verdünnter Schwefelsäure, die Stickoxyd freimacht.

4. Weder eine neutrale noch eine mit Schwefelsäure angesäuerte Lösung von Zinkchlorid bewirkt eine Reduktion von  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung. Auch wurde keine Reduktion erzielt, nachdem in die neutrale Lösung metallisches Zink eingebracht wurde. Es kann also nur der naszierende Wasserstoff, nicht

Zahlentafel 1. Versuche mit Nickel.  
(Gesamtoberfläche 175 cm<sup>2</sup>.)

| Art der Behandlung  | Verbrauchte $\frac{n}{100}$ -Kaliumpermanganatlösung cm <sup>2</sup> |
|---|--|
| 5 min konz. Salpetersäure, nicht abgespült . . . . .                | 12,25  |
| 5 min konz. Salpetersäure, nicht abgespült . . . . .                | 10,00  |
| 5 min konz. Salpetersäure, in fließendem Wasser abgespült . . . . . | 0,40 <sup>1)</sup>   |
| 1 min konz. Salpetersäure, in fließendem Wasser abgespült . . . . . | 0,65   |
| 30 min Luft . . . . .   | 0,60   |

<sup>1)</sup> Der Verbrauch an  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung, der 0,3—0,35 cm<sup>3</sup> übersteigt, entsprechend 8—10 Tropfen zum Erkennen der Rosafärbung, liegt außerhalb der Fehlergrenze der Titrationsversuche.

aber die Oberflächenbeschaffenheit des Zinks die Reduktion bewirken, die nach kurzer Zeit nach dem Ansäuern mit Schwefelsäure eintrat.

5. Nickelsulfatlösung, neutral oder sauer, bewirkt keine Reduktion von Permanganat.

6. Wird zufolge der oben angeführten Beobachtung, daß Nickel, mit der Passivierungssäure behaftet, in der entpassivierenden Schwefelsäure einen hohen Verbrauch von  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung bewirkt, die anhaftende, mit Stickoxyd gesättigte Salpetersäure vor der Entpassivierung abgespült, so dürfte nur ein äußerst geringer Verbrauch an Permanganatlösung eintreten, was auch der Fall war.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß die durchgeführten Versuche keine Anhaltspunkte dafür bieten, daß man durch Titration mit  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung in der von Borchers angegebenen Weise den Sauerstoff einer mit Sauerstoff beladenen metallischen Oberfläche nachweisen kann. Aus den in den Zahlentafeln 2 und 3 angeführten Ergebnissen mit einer Nickelchromlegierung und nichtrostendem V 2 A-Stahl, bei denen die Einflüsse reduzierender Reaktionsprodukte für die Permanganatlösung fehlen, geht mit Sicherheit hervor, daß der Sauerstoff, der nach der Passivierung die metallische Oberfläche beladen soll, jedenfalls auf die von Borchers angegebene Weise nicht festgestellt werden kann. Da die Bestimmung der Sauerstoffbeladung auf dem geschilderten Wege nicht möglich ist und hierdurch auch keine Erklärung für die Passivität erreicht werden konnte, wurde versucht, ob durch Potentialmessungen an nichtrostenden Stählen ein Beitrag zur Klärung der Verhältnisse zu erreichen ist.

Potentialmessungen mit nichtrostenden Stählen.

Als der Verfasser vor mehreren Jahren chirurgische Messer aus einem 13,5prozentigen Chromstahl mit 0,2 % C auf ihre Rostbeständigkeit untersuchte, erwiesen sich diese im gehärteten Zustande als sehr passiv. Um die Schneidhärte jedoch zu erhöhen, wurden diese Messer im Einsatz zementiert, wobei

Zahlentafel 2. Versuche mit einer Nickelchrom-  
legierung mit 78 % Ni und 20 % Cr.  
(Gesamtoberfläche 240 cm<sup>2</sup>.)

| Art der Behandlung   | Verbrauchte<br>$\frac{n}{100}$ -Kalium-<br>permanganat-<br>lösung<br>cm <sup>3</sup> |
|--|--|
| 5 min konz. Salpetersäure, gebraucht<br>und durch nitrose Gase gelb ge-<br>färbt . . . . . | 0,40   |
| 5 min konz. Salpetersäure, gebraucht<br>und durch nitrose Gase gelb ge-<br>färbt . . . . . | 0,20   |
| 30 min Luft . . . . .  | 0,10   |
| 30 min Luft . . . . .  | 0,15   |
| 5 min konz. Salpetersäure, frisch,<br>farblos . . . . .                                    | 0,00   |
| 5 min konz. Salpetersäure, frisch,<br>farblos . . . . .                                    | 0,00   |
| 30 min Luft . . . . .  | 0,00   |
| 30 min Luft . . . . .  | 0,00   |

Zahlentafel 3. Versuche mit V 2 A-Stahl mit  
20 % Cr und 8 % Ni.  
(Gesamtoberfläche 240 cm<sup>2</sup>.)

| Art der Behandlung                                      | Verbrauchte<br>$\frac{n}{100}$ -Kalium-<br>permanganat-<br>lösung <sup>1)</sup><br>cm <sup>3</sup> |
|---|--|
| 5 min konz. Salpetersäure, frisch,<br>farblos . . . . . | 0,00   |
| 5 min konz. Salpetersäure, frisch,<br>farblos . . . . . | 0,00   |
| 30 min Luft . . . . .                                   | 0,10   |
| 30 min Luft . . . . .                                   | 0,15   |

<sup>1)</sup> Die geringen Verbräuche bei Luftpassivierung können als inner-  
halb der Fehlergrenzen liegend angesehen werden. Zum Erkennen  
der Rosafärbung sind 8–10 Tropfen der  $\frac{n}{100}$ -Permanganatlösung  
erforderlich; diese entsprechen 0,3–0,35 cm<sup>3</sup>.

sich zeigte, daß sie ihre Passivität verloren und kurze Zeit nach dem Eintauchen in Wasser stark rosteten. Die mikroskopische Untersuchung ließ neben Martensit freies Karbid erkennen. Der Ausgang des Rostansatzes war im Martensit in der Umgebung der blankgebliebenen Karbidkörner zu beobachten. Es war also durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts die passivierende Wirkung des Chromzusatzes auf das Eisen vollständig verlorengegangen. Durch Hinzutreten des Kohlenstoffs wurde die Chromkonzentration der Grundmasse verringert, so daß man zu der Annahme gelangt, daß dauernde Passivierung bei einem bestimmten Chromgehalt einsetzt. Um diese Frage zu verfolgen, wurden an einer Reihe von Chrom- bzw. Chromnickelstählen Potentialmessungen ausgeführt, und zwar wurden neben einigen Proben aus der laufenden Herstellung im Kruppschen<sup>4)</sup> Versuchsofen vier Reihen von Legierungen erschmolzen:

- A) Eisenlegierungen mit geringstem Kohlenstoffgehalt und steigendem Chromgehalt und möglichst wenig Verunreinigungen.  
B) 13- bis 15prozentige Chromstähle mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

C) 20prozentige Chromstähle mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

D) Stähle mit 20 % Cr und 7 % Ni mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

Die Zahlentafel 4 enthält die Zusammensetzung der Legierungen sowie die Angabe, ob die Untersuchung im gegossenen oder im geschmiedeten Zustande vorgenommen wurde. Die Messung der Potentiale in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen wurde angefangen, konnte aber vorläufig nicht zum Abschluß gebracht werden.

Für die Potentialmessungen wurde eine Versuchseinrichtung verwendet, ähnlich der von Th. W. Richards und G. E. Behr<sup>4)</sup> gebrauchten. Die Normalelektrode stand mit dem Zwischengefäß durch eine S-förmig gekrümmte Kapillare in Verbindung, die nach jeder Messungsreihe mit  $\frac{1}{10}$ -norm.-Chlorkaliumlösung aus einer Vorratsflasche durchgespült wurde, um die Diffusion des Ferrosulfats in die Normalelektrode hinein zu verhindern. Ohne diese Vorsichtsmaßregel wird die Zelle sehr leicht verunreinigt, was sich durch Absetzen eines bräunlichen Niederschlages bemerkbar macht. Im übrigen wird die Anordnung durch Abb. 1 genügend erläutert. Die Stahlproben waren in der Regel Zylinder von etwa 15 mm Durchmesser und 150 mm Länge. Sie waren glatt gedreht und mit feinstem Schmirgelpapier geschliffen und wurden vor der Messung mit Alkohol abgerieben und mit einem ringförmigen Wachsüberzug versehen, bis zu welchem sie eingetaucht wurden. Auf diese Weise sollte ein etwaiger Einfluß der Grenzschicht Elektrolyt—Luft ausgeschaltet werden. Die Spannung zwischen den beiden Zuleitungen A und B wurde mittels eines Kompensationsapparates gemessen. Der Elektrolyt, normale Eisensulfatlösung, wurde in einer Vorratsflasche unter Stickstoff aufbewahrt. Zu jeder Messungsreihe wurde aus dem Vorrat frische Ferrosulfatlösung entnommen.

Um die gemessenen Potentialwerte mit den im Schrifttum angegebenen vergleichen zu können, werden sie zweckmäßig auf die Normalwasserstoffelektrode bezogen. Dies geschieht nach Auerbach<sup>5)</sup> durch Zuzählen von + 0,337 V bei allen Temperaturen zwischen 0 und 25°. Eine frisch abgeschmirgelte Probe aus ganz weichem Flußeisen ergab ein Potential von – 0,70 gegen die  $\frac{1}{10}$ -norm.-Kalomelektrode. Dies entspricht also einem Potential von – 0,70 + 0,34 = – 0,36 V. Nach Richards und Behr ist das Normalpotential des Eisens gegen sein zweiwertiges Ion – 0,43 V. Der hier gefundene Wert ist also um 0,07 V zu edel, also um ebensoviel wie die unter etwa den gleichen Bedingungen gefundenen Werte von B. Neumann<sup>6)</sup> und die von E. Heyn und O. Bauer<sup>7)</sup>. Da es für den beabsichtigten Zweck der Untersuchung nicht auf die absoluten Potentiale ankam, wurde darauf

<sup>4)</sup> Z. phys. Chem. 58 (1907), S. 301/49.

<sup>5)</sup> Abh. d. Bunsenges. (1911) Nr. 5. Vgl. Handwörterb. der Naturw. 7 (1912), S. 1086.

<sup>6)</sup> Z. phys. Chem. 14 (1894), S. 229.

<sup>7)</sup> Mitt. Materialprüf. Groß-Lichterfelde 26 (1908), S. 1/104.

Zahlentafel 4. Zusammensetzung und Vorbehandlung der Stahlproben sowie Ergebnisse der Potentialmessung.

| Versuchsreihe und Nr. | Guß Nr.            | Analyse |       |      | Behandlung  | Potential | (Volt)              |
|-----------------------|--------------------|---------|-------|------|-------------|-----------|---------------------|
|                       |                    | C %     | Cr %  | Ni % |             |           |                     |
| A 1                   | WW <sup>a)</sup>   | 0,07    | 0,0   | —    | geschmiedet | — 0,67    | — 0,60              |
| 2                     | 3809               | 0,03    | 5,1   | —    | „           |           | — 0,65              |
| 3                     | 3810               | 0,02    | 10,1  | —    | „           | + 0,15    | — 0,60              |
| 4                     | 4255               | 0,04    | 13,5  | —    | „           | — 0,05    | + 0,17              |
| 5                     | 4343               | 0,04    | 14,9  | —    | gegossen    |           | + 0,6 <sup>o)</sup> |
| 6                     | 3811               | 0,02    | 15,35 | —    | geschmiedet |           | + 0,20              |
| 7                     | 4339               | 0,08    | 16,5  | —    | gegossen    |           | + 0,2 <sup>o)</sup> |
| 8                     | 4256               | 0,03    | 16,8  | —    | geschmiedet |           | + 0,18              |
| 9                     | 4345               | 0,04    | 20,2  | —    | gegossen    |           | + 0,2 <sup>o)</sup> |
| 10                    | 3812               | 0,05    | 20,8  | —    | geschmiedet |           | + 0,21              |
| 11                    | 4257               | 0,03    | 24,2  | —    | „           |           | + 0,21              |
| 12                    | 3813               | 0,02    | 30,2  | —    | „           |           | + 0,17              |
| B 1                   | 4181               | 0,03    | 13,5  | —    | gegossen    |           | — 0,61              |
|                       | 4181               | 0,03    | 13,5  | —    | geschmiedet |           | + 0,2 <sup>o)</sup> |
| 2                     | 3264               | 0,08    | 15,9  | —    | „           |           | + 0,21              |
| 3                     | 402 <sup>b)</sup>  | 0,15    | 14,7  | 0,7  | „           |           | + 0,21              |
| 4                     | 4193               | 0,71    | 13,0  | —    | gegossen    |           | — 0,43              |
| 5                     | 4344               | 0,67    | 14,6  | —    | „           |           | — 0,6 <sup>o)</sup> |
| 6                     | 4195               | 1,75    | 15,0  | —    | „           |           | — 0,58              |
| 7                     | 4196               | 2,50    | 14,1  | —    | „           |           | — 0,65              |
| 8                     | 4197               | 3,50    | 14,6  | —    | „           |           | — 0,66              |
| 9                     | 4198               | 4,60    | 15,0  | —    | „           |           | — 0,65              |
| C 1                   | 4182               | 0,08    | 19,4  | —    | gegossen    |           | — 0,60              |
|                       | 4182               | 0,08    | 19,4  | —    | geschmiedet |           | — 0,61              |
| 2                     | 4340               | 0,09    | 19,4  | —    | gegossen    |           | + 0,2 <sup>o)</sup> |
| 3                     | 4199               | 0,70    | 22,1  | —    | „           |           | + 0,21              |
| 4                     | 4218               | 1,26    | 20,3  | —    | „           |           | + 0,20              |
| 5                     | 4201               | 2,52    | 20,0  | —    | „           |           | — 0,59              |
| 6                     | 4204               | 3,30    | 20,0  | —    | „           |           | — 0,62              |
| 7                     | 4205               | 4,15    | 20,3  | —    | „           |           | — 0,65              |
| D 1                   | 514 <sup>b)</sup>  | 0,07    | 21,6  | 6,3  | geschmiedet |           | + 0,20              |
| 2                     | 4183               | 0,13    | 19,2  | 7,0  | gegossen    |           | + 0,19              |
| 3                     | 2718 <sup>b)</sup> | 0,17    | 21,5  | 7,4  | geschmiedet |           | + 0,20              |
| 4                     | 4258               | 0,73    | 19,6  | 6,8  | gegossen    |           | + 0,20              |
| 5                     | 4259               | 1,24    | 19,3  | 6,7  | „           |           | + 0,15              |
| 6                     | 4208               | 2,80    | 20,8  | 7,8  | „           |           | — 0,53              |
| 7                     | 4209               | 3,40    | 20,6  | 7,0  | „           |           | — 0,52              |
| 8                     | 4210               | 4,20    | 19,7  | 7,1  | „           |           | — 0,48              |

die gemessenen Potentiale zwar bis zu 0,1 V zu edel sind, daß aber ungefähr die gleichen Verhältnisse für alle Proben gelten.

Nachdem die Vorversuche gezeigt hatten, daß das Potential nicht stetig sich mit der Zusammensetzung ändert, sondern entweder einen Wert in der Nähe von — 0,6 oder von + 0,2 V annimmt, konnte die Messung sehr vereinfacht werden. Der größte Teil der Proben wurde, um dieselben Verhältnisse zu gewährleisten, in einigen Stunden durchgemessen, und zwar derart, daß die Probe in den Elektrolyten eingetaucht und möglichst schnell ihr Potential am Kompensationsapparat eingestellt wurde. Nach 1 min, vom Augenblick des Eintauchens an, sowie nach 2 min und, wenn nötig, nach 3 min wurde das Potential nochmals bestimmt, um die Einstellgeschwindigkeit abschätzen zu können. Bis zum nächsten Tag blieben die Proben in normaler Eisensulfatlösung eingetaucht (sich gegenseitig nicht berührend)

und wurden dann noch einmal gemessen. Diese Werte sind im folgenden zugrunde gelegt. Bei einzelnen noch nachträglich hergestellten Proben wurde auf den Dauerversuch verzichtet und nur

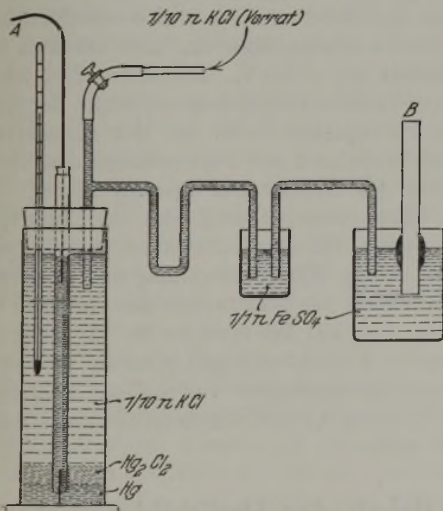


Abbildung 1. Versuchseinrichtung.

verzichtet, durch weiter getriebene Vorsichtsmaßnahmen den erwähnten Unterschied zum Verschwinden zu bringen. Es genügte die Feststellung, daß

<sup>a)</sup> Aus der laufenden Herstellung entnommen.

<sup>o)</sup> Endpotential geschätzt.

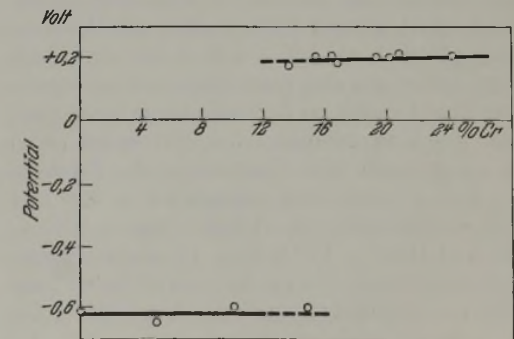


Abbildung 2. Reine Chromstähle (Reihe a).

festgestellt, in welcher Gruppe, entweder positives oder negatives Potential, sie sich einreihen.

Die gefundenen Potentiale sind in die Schaubilder Abb. 2 bis 5 eingetragen. Abb. 2 zeigt das Potential in Abhängigkeit vom Chromgehalt. Zwischen 13 und 15 % Cr tritt sowohl der Wert — 0,6 als

auch + 0,2 V auf. Abb. 3 zeigt die Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt bei 13 bis 15 % Cr. Bei geringem Kohlenstoffgehalt (bis etwa 0,8 % C) treten wieder beide Werte auf. Abb. 4 stellt das gleiche für etwa 20 % Chrom dar. Hier erwies sich die Legierung 4182 sowohl im gegossenen als auch im geschmiedeten Zustande bei der Potentialmessung negativ, während die Legierung 4340 mit ziemlich gleicher Analyse sich positiv zeigte. Es wäre möglich, daß dieser Unterschied auf die verschiedene Art der Fertigstellung beim Schmelzen zurückgeführt werden kann. Abb. 5 zeigt das Potential für die Reihe mit

0,04 % C) 1 min nach dem Eintauchen — 0,44 V gemessen, dagegen nach 15 st + 0,17 V. In der Regel war indessen der Potentialverlauf allgemein mit der Zeit so, daß das Potential anfangs in der Nähe von 0 lag und dann mehr oder weniger schnell, aber stetig, seinem als endgültig angenommenen Wert zustrebte.

Wie oben schon angegeben, sind die Versuche nicht abgeschlossen, die mitgeteilten Ergebnisse sollen nur als vorläufige bewertet werden. Ungefähr stimmt das durch Potentialmessung festgestellte Verhalten mit dem bei früher ausgeführten Korrosionsuntersuchungen an Chromstählen und Chrom-

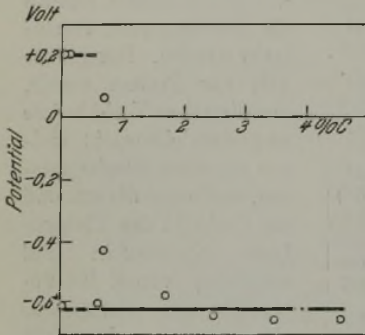


Abbildung 3. 13—15% Cr; steigender Kohlenstoffgehalt (Reihe b).

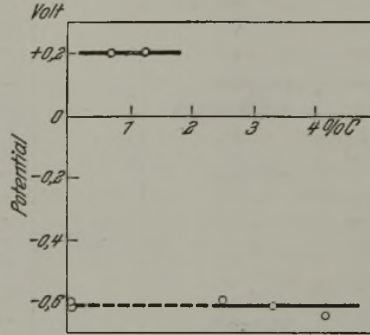


Abbildung 4. 20% Cr; steigender Kohlenstoffgehalt (Reihe c).

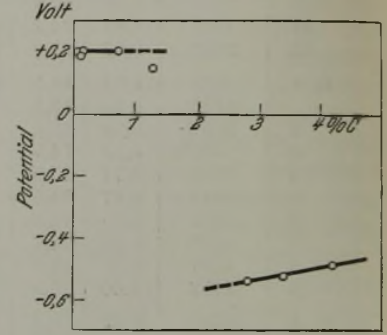


Abbildung 5. 20% Cr, 7% Ni; steigender Kohlenstoffgehalt (Reihe d).

20 % Cr und 7 % Ni in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt. Zwischen 1,5 und 2 % C findet der Umschlag auf negatives Potential statt.

Bei den Messungen wurden noch folgende Beobachtungen gemacht:

Wurde nach der Messung bei ruhig stehenden Elektrolyten derselbe gerührt, so wurden die Proben mit negativem Potential immer um etwa 0,05 V edler, während Potentiale von etwa 0,2 V nicht beeinflußt wurden. Nach kurzem Stehen war der alte Wert wieder erreicht. Besonders auffälliges Verhalten zeigte die Probe B 4 (13 % Cr, 0,71 % C), die bei ruhigem Stehen den sonst nicht beobachteten Zwischenwert — 0,43 V aufwies, der sich auch nicht sicher einstellte, sondern erhebliche Schwankungen aufwies, ein Zeichen für einen sehr labilen Zustand. Nach kurzem Rühren schlug das Potential ziemlich plötzlich um auf + 0,06 V und stieg dann langsam weiter, was aber nicht länger verfolgt wurde, da kein Grund vorlag, an der endgültigen Einstellung auf rd. + 0,2 zu zweifeln. Das Weicheisen (A 1) hatte gleich nach dem Eintauchen ein Potential von — 0,67 V, stieg dann langsam auf — 0,66 und — 0,65, und erreichte am nächsten Tage — 0,60 V. Probe A 3 (10,1 % Cr, 0,02 % C) zeigte anfangs + 0,15, nach 2 min + 0,17, doch am nächsten Tage — 0,65 V. Umgekehrt wurde an A 4 (13,5 % Cr,

nickelstählen beobachteten überein, wenn diese der Einwirkung feuchter Luft ausgesetzt waren.

#### Zusammenfassung.

1. Es wird gezeigt, daß die von verschiedenen Verfassern als Ursache der Passivität der Metalle angenommene Sauerstoffbelastung nicht begründet ist.

2. An einer Reihe Legierungen von Eisen mit verschiedenen Zusätzen an Chrom, Kohlenstoff und Nickel wird das Potential in normaler Ferrosulfatlösung gegen die  $\frac{1}{10}$ -norm.-Kalomelektrode gemessen und dabei zwei wesentlich verschiedene Potentialwerte erhalten; der eine liegt bei etwa — 0,6, der andere bei + 0,2 V. Der erste Wert ist auch dem gewöhnlichen Flußeisen zugehörig, der andere, edlere Potentialwert wird bei den nichtrostenden Stählen beobachtet und liegt zwischen dem Normalpotential des Kupfers und dem des Silbers.

3. Eine genaue Grenze des die Passivierung bewirkenden Chromgehalts kann nicht gegeben werden, da die Wärmebehandlung und Oberflächenbeschaffenheit der Stahlproben das Potential beeinflussen. Sie liegt bei etwa 14 bis 15 % Cr; durch steigenden Kohlenstoffgehalt wird die Grenze nach höheren Chromgehalten verschoben, während bei 15 % Cr schon 0,8 % C die dauernde Passivität aufheben kann.

## Die lineare Umwandlungsgeschwindigkeit der Perlitbildung.

Von G. Tammann und G. Siebel.

(Messung der linearen Umwandlungsgeschwindigkeit bei der Perlitbildung. Einfluß der Endtemperatur und der Dicke der Probestäbe und der die Stäbe umgebenden Atmosphäre.)

Gore<sup>1)</sup> beobachtete, daß ein hellglühender Stahldraht bei seiner Abkühlung sich anfänglich verkürzt, dann verlängert und sich schließlich wieder ver-

kürzt. Diese Erscheinung untersuchte Barret<sup>2)</sup> und machte dabei auch die Beobachtung, daß der Draht während der Verlängerung aufleuchtete. Diese Be-

<sup>1)</sup> Proc. Roy. Soc. London 17 (1869), S. 260.

<sup>2)</sup> Philosophical Magazine, 4. Serie, 46 (1873), S. 472.



obachtung ist später von Heim<sup>3)</sup> bestätigt worden. Das Wiederaufleuchten eines sich abkühlenden Stahldrahtes ist, wie man jetzt weiß, verursacht durch die Wärme, welche bei der Umwandlung des  $\gamma$ -Mischkristalls in Perlit frei wird. Diese Umwandlung tritt unter gewissen Umständen erst nach einer Unterkühlung ein, und zwar etwas über 600°, also bei einer Temperatur, bei welcher der Stahldraht dunkelrot glüht. Da die lineare Umwandlungsgeschwindigkeit eine recht erhebliche ist, so genügt die in einem perlitischen Stahldraht während kurzer Zeit freiwerdende Umwandlungswärme von 15,9 WE/g Perlit bei einer spezifischen Wärme von ungefähr 0,155, um die Temperatur um 103° zu erhöhen. Bei der Umwandlung von  $\gamma$ - in  $\beta$ -Eisen, die bei 906° eintritt, wird eine viel geringere Wärmemenge frei, etwa 6,7 WE/g. Bei einer spezifischen Wärme von 0,1665 beträgt die Temperaturerhöhung nur 40°. Da das Auge durch die helle Gelbglut stark geblendet wird, so konnte das Aufglühen eines reinen Eisendrahtes infolge der freiwerdenden Umwandlungswärme bei der  $\gamma$ - $\beta$ -Umwandlung nicht beobachtet werden. Dagegen konnte die Ausscheidung von  $\alpha$ -Eisen aus den  $\gamma$ -Mischkristallen von Stahldrähten mit 0,64 % C und 0,46 % C als ein vom kälteren Ende des Drahtes schnell sich fortpflanzendes schwaches Aufglühen deutlich gesehen werden. Bei der Ausscheidung von 1 g  $\alpha$ -Eisen aus dem  $\gamma$ -Mischkristall wird nach Meuthen<sup>4)</sup> die recht beträchtliche Wärmemenge von 14,1 WE/g frei. Es ist also möglich, die lineare Umwandlungsgeschwindigkeit des  $\gamma$ -Mischkristalls mit 0,95 % C in Perlit in besonders günstigen Fällen zu messen und auch die der Ausscheidung von  $\alpha$ -Eisen aus dem an ihm gesättigten Mischkristall zu schätzen.

Die Messung der linearen Umwandlungsgeschwindigkeit bei der Perlitbildung.

Die zu untersuchenden Drähte wurden an zwei dickeren Kupferdrähten befestigt, in ein Glasrohr von 50 cm Länge und 5 cm Durchmesser gebracht und durch ein Gewicht, das über eine Rolle lief, gespannt. Das Glasrohr war mit Stopfen geschlossen, so daß durch dasselbe entweder ein Wasserstoffstrom geleitet werden konnte oder der Druck der Luft erheblich erniedrigt werden konnte. Auf dem Glasrohr waren zwei Marken im Abstand von 5 cm angebracht. Erhitzt man den Draht, indem man durch ihn einen elektrischen Strom schiekt, auf helle Rotglut und schwächt dann den Strom, so sinkt die Temperatur des Drahtes. Bei Eintritt der Umwandlung tritt an den Enden des Drahtes, an denen die Wärmeableitung am größten ist, häufig das Aufleuchten zuerst ein, welches sich dann von den beiden Enden nach der Mitte hin bewegt. Anfangs ist die Grenze zwischen dem dunklen und hellrotglühenden Teile ziemlich scharf, so daß die Fortbewegung dieser Grenze gemessen werden kann, indem mit der Stoppuhr die Zeit bestimmt wird, in der diese Grenze 5 cm durchschreitet. Bei unseren Versuchen wurde der Draht mit etwa 25 A angeheizt, dann wurde der Strom geschwächt und

bei verschiedener Stromstärke, d. h. verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeit, die Geschwindigkeit der sich fortpflanzenden Grenze zwischen Hell- und Rotglut bestimmt.

Die Messungen in Abb. 1 beziehen sich auf einen Stahldraht von 1,2 mm Dicke, der 0,8 % C und 0,4 % Mn enthält; sie sind im Wasserstoffstrom ausgeführt worden. Die Umwandlungsgeschwindigkeit bei geringeren Stärken des geschwächten Stromes zwischen 0 und 6 A beträgt im Mittel 0,85 cm/sek. Bei höheren Stromstärken des geschwächten Stromes sinkt die Umwandlungsgeschwindigkeit (U. G.) ganz erheblich. Es liegen hier dieselben Verhältnisse wie bei der Kristallisationsgeschwindigkeit (K. G.) unterkühlter Schmelzen vor. Bekanntlich nimmt mit wachsender Unterkühlung die lineare K. G. zuerst zu, weil die freiwerdende Wärme die Fortpflanzung der Kristallisation behindert, indem sie die Temperatur der Schmelze erhöht. Erst bei größeren Unterkühlungen wird das Temperaturgefälle an der Grenze so groß,

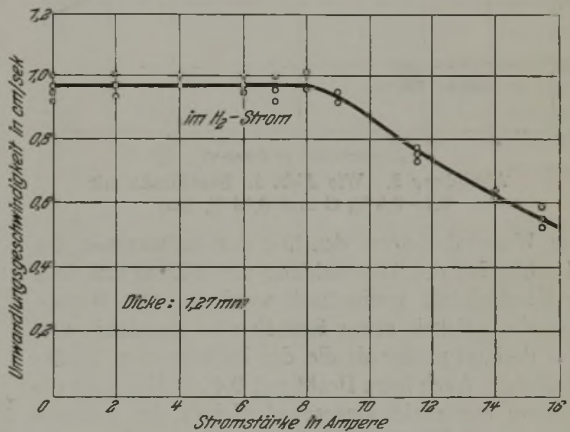


Abbildung 1. Umwandlungsgeschwindigkeit eines Stahldrahtes mit 0,8 % C und 0,4 % Mn.

daß die Kristallisation mit maximaler Geschwindigkeit sich fortpflanzen kann<sup>5)</sup>. Ganz ähnliche Verhältnisse finden sich bei der U. G. des  $\gamma$ -Eisenmischkristalls in den Perlit. Wenn dem Draht während der Umwandlung keine Wärme durch den elektrischen Strom zugeführt wird, so vollzieht sich die Umwandlung mit der maximalen linearen Geschwindigkeit. Dasselbe gilt auch für geringe Wärmezufuhr durch den elektrischen Strom. Bei größeren Stromstärken wird mehr Wärme frei und dadurch die Temperatur des Drahtes so hoch gehalten, daß die Umwandlungswärme nicht mehr schnell genug abfließen kann, wodurch eine Verzögerung der U. G. bewirkt wird.

Abb. 2 bezieht sich auf einen Draht von der Dicke 1,27 mm und der Zusammensetzung 0,7—0,8 % C, 0,54 % Mn. Die höchste U. G. beträgt etwa 0,96 cm/sek, ist also etwas größer als beim ersten Draht, obwohl der Mangengehalt dieses Drahtes ein wenig größer ist als beim ersten Draht.

Von der Firma Eicken, Hagen, wurden uns in dankenswerter Weise Drähte folgender Zusammensetzung zur Verfügung gestellt:

<sup>3)</sup> Dissertation, Gießen 1884.

<sup>4)</sup> Ferrum 10 (1913), S. 17.

<sup>5)</sup> G. Tammann: Aggregatzustände, 1. Aufl. (Leipzig: Leopold Voß 1922), S. 250.

| C<br>% | Mn<br>% | Si<br>% | P<br>% | S<br>% |
|--------|---------|---------|--------|--------|
| 0,23   | 0,71    | 0,19    | 0,032  | 0,021  |
| 0,46   | 0,74    | 0,19    | 0,023  | 0,023  |
| 0,64   | 0,69    | 0,13    | 0,021  | 0,032  |
| 0,96   | 0,67    | 0,13    | 0,027  | 0,029  |

Bei dem Draht mit 0,64 % C wurde die U. G. sowohl im Wasserstoffstrom als auch in Luft bei einem Druck von 10 bis 15 mm QS gemessen. Abb. 3 gibt die erhaltenen Ergebnisse an. In der Luft bei vermindertem Druck war der Draht blau angelauten. Die größte U. G. betrug im Wasserstoffstrom 1,2 cm/sek und in der Luft 0,52 cm/sek. Bei diesem Draht konnte außerdem

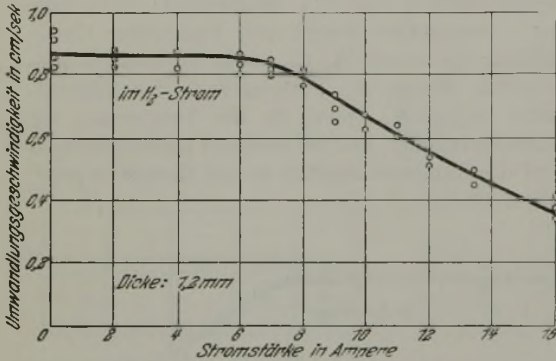


Abbildung 2. Wie Abb. 1. Stahldraht mit 0,7–0,8 % C und 0,54 % Mn.

im Wasserstoffstrom deutlich das Aufleuchten des Drahtes bei der Ausscheidung von  $\alpha$ -Eisen aus dem  $\gamma$ -Mischkristall beobachtet werden. Die lineare Geschwindigkeit dieser Reaktion ist ungefähr zwei- bis dreimal größer als die der ihr folgenden Perlitbildung. Auch beim Draht mit 0,46 % C konnte die lineare Ausscheidungsgeschwindigkeit des  $\alpha$ -Eisens aus dem  $\gamma$ -Mischkristall beobachtet werden. Sie hat auch hier etwa den angegebenen Betrag. Dagegen konnte bei diesem Draht und dem Draht mit 0,23 % C die U. G. der Perlitbildung nicht beobachtet werden, denn diese Drähte erglüheten bei dieser Umwandlung nicht an einzelnen Stellen, sondern gleichmäßig. Dasselbe wurde auch bei den Drähten von 1; 0,5; 0,25 mm  $\phi$  und mit dem Kohlenstoffgehalt 0,96; 0,46 und 0,23 % beobachtet.

Der Firma Westfälische Drahtindustrie, Hamm, verdanken wir die Ueberlassung von Drähten mit 0,9 % C, 0,7 % C und 0,5 % C und mit einem durchschnittlichen Mangengehalt von 0,85 %. Diese Drähte von der Dicke 1; 0,5 und 0,25 mm zeigten sowohl im Wasserstoffstrom als auch in Luft bei vermindertem Druck die Umwandlung nicht an einzelnen Stellen des Drahtes, sondern die Drähte erglüheten gleichmäßig über die ganze Oberfläche.

Die lineare größte U. G. des  $\gamma$ -Eisenmischkristalls mit 0,92 % C in Perlit beträgt im Mittel 550 mm je Minute und übertrifft die früher gemessenen U. G. des instabilen Benzophenons, Schmelzpunkt 25,2°, in die stabile Form, Schmelzpunkt 48,3°, von 60 mm je Minute<sup>6)</sup>, ebenso die des instabilen Phtalids, Schmelzpunkt 65,8°, in die

stabile Form, Schmelzpunkt 72,8°, von 15 mm je Minute<sup>7)</sup>). Auch gibt es hier nur wenige lineare größte K. G. unterkühlter Schmelzen, die des Butylphenols und Phosphors, welche größer sind als die perlitische U. G.

Bei der Umwandlung des  $\gamma$ -Eisenmischkristalls mit 0,92 % C wachsen Nadeln von  $\alpha$ -Eisen und Zementit in den  $\gamma$ -Mischkristall, und zwar eilen die des  $\alpha$ -Eisens denen des Zementits etwas voran, wie bei der Kristallisation eines Eutektikums die Kristallfäden der Komponente mit größerer linearer K. G. In einem Korn des  $\gamma$ -Eisenmischkristalls werden die Zementitnadeln einander parallel gerichtet sein. In verschiedenen zur Drahtachse verschieden orientierten Körnern wird ihre Richtung sich wahrscheinlich ändern, da eine Richtung im Korn des  $\gamma$ -Eisenmischkristalls durch die größte U. G. ausgezeichnet ist.

Die Unterkühlungsfähigkeit der Stahldrähte nimmt merkwürdigerweise mit abnehmendem Durchmesser ab. Die lineare U. G. scheint mit wachsendem Mangengehalt zuzunehmen. Sie hat folgende Werte:

| C<br>% | Mn<br>% | Si<br>% | Durchmesser<br>mm | U. G.<br>cm/sek |
|--------|---------|---------|-------------------|-----------------|
| 0,8    | 0,4     | ?       | 1,2               | 0,85            |
| 0,8    | 0,54    | ?       | 1,27              | 0,96            |
| 0,64   | 0,69    | 0,13    | 1,00              | 1,2             |

Doch sind die Gehalte an Silizium und anderen Beimengungen in den untersuchten Drähten nicht bestimmt worden. Die Bestimmung des Einflusses von Beimengungen auf die Geschwindigkeit der Perlitbildung wäre nicht ohne Bedeutung, sie stößt

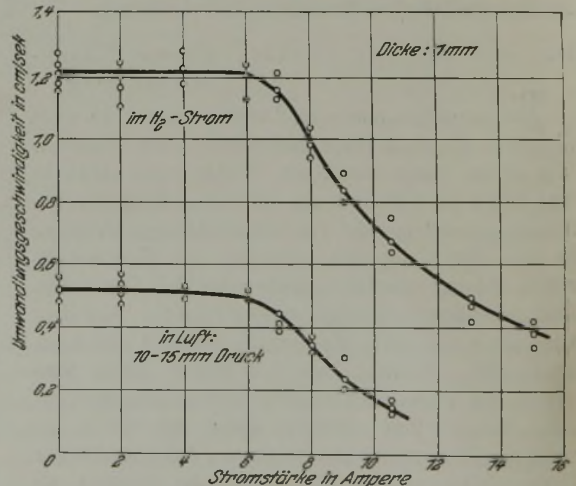


Abbildung 3. Umwandlungsgeschwindigkeit eines Stahles mit 0,64 % C in Wasserstoff und Luft.

aber auf nicht unerhebliche Schwierigkeiten bei ihrer Ausführung.

Von sehr großem Einfluß auf die Bildungsgeschwindigkeit von Perlit ist es, ob dessen Bildung in einer Wasserstoffatmosphäre oder in Luft unter vermindertem Druck vor sich geht. Im ersten Falle wurde eine U. G. von 1,2 cm/sek, im zweiten Falle 0,52 cm/sek beobachtet. Ob der Wasserstoff

<sup>6)</sup> G. Tammann: Aggregatzustände, 2. Aufl. (Leipzig: Leopold Voß 1923), S. 253.

<sup>7)</sup> A. H. B. Müller: Z. phys. Chem. 86 (1913), S. 177 ff.

beschleunigend wirkt oder kleine Mengen von Stickstoff oder Eisenoxydul verzögernd, muß dahingestellt bleiben. Erst eingehende, planmäßige Untersuchungen könnten über diese und andere berührte Fragen Antwort bringen. Jedenfalls ist zu ersehen, daß die experimentelle Beantwortung dieser Fragen möglich ist.

#### Zusammenfassung.

Bei der Abkühlung eines Stahldrahtes von höherer Temperatur tritt bei Durchschreiten des Umwand-

lungspunktes ein Aufleuchten infolge der freiwerdenden Umwandlungswärme auf. Erfolgt das Aufleuchten zuerst an den Enden, so kann man die lineare Umwandlungsgeschwindigkeit messen, indem man die Zeit mißt, in der das Aufleuchten eine bestimmte Strecke durchschreitet. Sie ist in gewissen Grenzen unabhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit, um bei kleineren Werten derselben stark abzufallen; sie ist bei Abkühlung in Luft wesentlich kleiner als in Wasserstoff.

## Ueber Entschwefelung und Reduktion im Kuppelofen.

Von Dr.-Ing. A. Wagner in Duisburg.

(Vergleich der bisher als Entschwefelungsmittel im Kuppelofen verwendeten Manganträger. Oxidationsstufen des Mangans und die zugehörige Reduktionswärme. Betrachtungen über die Möglichkeit, im Kuppelofen zu reduzieren. Vergleich der entschwefelnden Wirkung von Mangan und Kalk oder Flußspat. Manganreduktion aus Ferrmanganschlacke, Einfluß der Schlacken-ziffer.)

Es ist wiederholt versucht worden, der unangenehmen Anreicherung des Schwefelgehaltes im Roheisen aus den schwefelhaltigen Bestandteilen des Koks bei Umschmelzen im Kuppelofen durch Zuschlag von Manganträgern entgegenzuarbeiten. Bekannt sind namentlich die Versuche von Reusch<sup>1)</sup>, dem nicht nur die Bindung des Koksschwefels, sondern sogar die Entfernung des Roheisenschwefels bis auf Spuren gelang. Wüst<sup>2)</sup> konnte ähnliche

Feststellungen machen, wenn auch die Entschwefelung auf durchschnittlich 0,064% bei weitem nicht so weitgehend war. Um so überraschender waren bei einer Nachprüfung dieses Entschwefelungsverfahrens die Ergebnisse von Wedemeyer<sup>3)</sup>, die trotz Verwendung eines wesentlich reicheren Manganträgers nur eine teilweise Bestätigung der früheren Angaben darstellten. Wedemeyer fand, daß geringe Zuschläge von Manganerzen eine nennenswerte Entschwefelung nicht auszuüben vermögen, daß vielmehr nur durch größere Manganmengen der Koksschwefel gebunden werden kann, während der Roheisenschwefel überhaupt keine

anzustellen, die zwar außerordentlich beachtenswerte Ergebnisse zeitigten, aber über die grundverschiedene Bewertung der Manganzuschläge für die Entschwefelung keine befriedigenden Feststellungen brachten.

Ein kritischer Vergleich der von Reusch, Wüst und Wedemeyer verwendeten Manganträger (Zahlentafel 1) zeigt, daß die einzelnen Untersuchungen unter verschiedenen Voraussetzungen angestellt worden sind, weil jeder Manganträger das Mangan

Zahlentafel 1. Zusammensetzung der verschiedenen Manganträger.

|                                | Tonschiefer<br>(Reusch)<br>% | Manganerz<br>(Wüst)<br>% | Manganerz<br>(Wedemeyer)<br>% | Ferromanganschlacke<br>(Wagner)<br>% |
|--------------------------------|------------------------------|--------------------------|-------------------------------|--------------------------------------|
| MnO                            | 38,48<br>(Mn = 27,72)        | —                        | —                             | 18,46<br>(Mn = 14,3)                 |
| Mn <sub>3</sub> O <sub>4</sub> | —                            | —                        | 70,62<br>(Mn = 50,88)         | —                                    |
| MnO <sub>2</sub>               | —                            | 91,00<br>(Mn = 57,4)     | —                             | —                                    |
| FeO                            | —                            | —                        | —                             | 1,16<br>(Fe = 0,81)                  |
| Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 4,10<br>(Fe = 2,87)          | 0,89<br>(Fe = 6,2)       | 2,00<br>(Fe = 1,40)           | 0,57<br>(Fe = 0,39)                  |
| P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>  | 0,25<br>(P = 0,11)           | 0,25<br>(P = 0,11)       | 0,39<br>(P = 0,17)            | —                                    |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 3,27                         | 1,20                     | 3,64                          | 5,92                                 |
| CaO                            | 6,71                         | 0,63                     | —                             | 41,30                                |
| MgO                            | 2,76                         | —                        | —                             | 3,86                                 |
| SiO <sub>2</sub>               | —                            | 3,59                     | 8,32                          | 30,34                                |
| R                              | 21,25                        | —                        | —                             | —                                    |
| CO <sub>2</sub>                | —                            | 0,89                     | —                             | —                                    |
| BaO                            | —                            | —                        | 2,55                          | —                                    |
| BaSO <sub>4</sub>              | —                            | 0,94<br>(S = 0,13)       | —                             | —                                    |
| CaSO <sub>4</sub>              | —                            | 0,59<br>(S = 0,14)       | —                             | —                                    |
| S                              | 0,36                         | —                        | 0,14                          | 1,11                                 |

Verminderung erfährt. Pardun<sup>4)</sup> gab die Tatsache, daß zwei Forscher in der gleichen Sache zu gänzlich verschiedenen Ergebnissen gelangt sind, Veranlassung, über das Verhalten des Schwefels beim Kuppelofenschmelzen eingehende Untersuchungen

in einer anderen Oxydationsstufe enthielt. Die entschwefelnde Eigenschaft von Mangan in flüssigem Roheisen ist vom Mischer- und Stahlwerksbetrieb her bekannt. Man kann deshalb annehmen, daß die Wirkung eines Manganträgers als Entschwefelungsmittel, also auch im Kuppelofen, um so stärker sein wird, je leichter sein Mangan reduziert und zur Bindung des Schwefels frei wird. Diese Ueberlegung gilt vor allen Dingen für die Entfernung des Roh-

1) St. u. E. 22 (1902), S. 415/6.

2) St. u. E. 23 (1903), S. 1134/6.

3) St. u. E. 24 (1904), S. 1316/21.

4) St. u. E. 31 (1911), S. 665/9.

eisenschwefels. Es sind erforderlich zur Reduktion von

|         |                                  |         |
|---------|----------------------------------|---------|
| 1 kg Mn | aus MnO                          | 1730 WE |
| 1 kg „  | „ Mn <sub>2</sub> O <sub>4</sub> | 1970 „  |
| 1 kg „  | „ Mn <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 2060 „  |
| 1 kg „  | „ MnO <sub>2</sub>               | 2250 „  |

Der Wärmearaufwand für die Reduktion von Mangan steigt demnach mit der Oxydationsstufe des Manganträgers. Richards gibt sogar bei Manganoxydul nur einen Bedarf von 1653 WE an<sup>5)</sup>. Es ist naheliegend, die Ursache für die überaus günstigen Ergebnisse der Entschwefelungsversuche von Reusch in der leichten Reduzierbarkeit des von ihm verwendeten Tonschiefers zu suchen, der das Mangan in Oxydulform enthielt. Um über diese Frage Klarheit zu schaffen, wurden mit einem manganarmen Sonderroheisen unter Verwendung einer Ferromangan-Hochfenschlacke, deren Zusammensetzung aus Zahlentafel 1 ersichtlich ist, im Kuppelofen die nachstehenden Entschwefelungsversuche vorgenommen, deren Ergebnisse gleichzeitig als Gradmesser für die im Kuppelofen mögliche Reduktion angesehen werden können.

Im Gegensatz zum Hochofen, der in der Hauptsache Reduktionsarbeit zu leisten hat, ist man beim Kuppelofen bestrebt, zur Erzeugung einer möglichst großen Schmelzwärme den Kokskohlenstoff schnell und restlos in seine höchste Oxydationsstufe, das ist Kohlensäure, überzuführen. Durch Steigerung der spezifischen Windmenge und Verminderung des Kokssatzes kann man der Bildung von Kohlenoxyd zwar bis zu einer bestimmten Grenze entgegenarbeiten, doch läßt sich die Zerlegung eines Teiles der Kohlensäure durch die Einwirkung des glühenden Kokses zu Kohlenoxyd im gewöhnlichen Kuppelofen nicht vermeiden. Auf die reduzierende Eigenschaft von glühendem Koks in der hohen Temperatur der Düsenzone ist auch eine gewisse Reduktionsfähigkeit des Kuppelofens zurückzuführen, obwohl seine Gaszusammensetzung an und für sich eine oxydierende Wirkung ausübt, die u. a. in der Höhe des Abbrandes zum Ausdruck kommt. Diese Reduktionsfähigkeit, als deren Maßstab die reduzierte und vom Eisen aufgenommene Manganmenge gelten soll, wird um so größer sein, je weniger Sauerstoff und Kohlensäure die Gaszusammensetzung aufweist, d. h. je unwirtschaftlicher der Ofen arbeitet. Friedrich Krupp in Essen hat versucht, durch Reduktion von oxydischen Erzen, die als Zuschlag mit dem Roheisen aufgegeben wurden, das Ausbringen aus dem Kuppelofen zu erhöhen (D.R.P. Nr. 7117 vom 1. Aug. 1878), doch scheint das Verfahren praktisch nicht lange verwertet worden zu sein<sup>6)</sup>. Neuerdings will man durch Windvorwärmung, welche die Reduktionsfähigkeit durch Begünstigung der Kohlenoxydbildung verstärkt, sogar die Siliziumreduktion im Kuppelofen aus quarzführenden Gattierungszuschlägen ermöglichen (D.R.P. Kl. 18a, Gruppe 10, Nr. 401 250 vom 9. Mai 1923), doch soll an dieser

Stelle auf die Aussichten dieser Bestrebungen nicht weiter eingegangen sein, da die vorliegenden Betrachtungen ausschließlich für den gewöhnlichen Kuppelofen ohne Windvorwärmung gelten.

Die verwendete Ferromanganschlacke hat naturgemäß einen höheren Schwefelgehalt als reine Manganerze, doch hindert er nicht ihre Verwendung als Entschwefelungsmittel. Die Schwefelgehalte der entfallenden Kuppelofenschlacken bewegen sich weit unter der zulässigen Grenze<sup>7)</sup>. Ein Teil des durch die Ferromanganschlacke eingebrachten Schwefels ist weder im Gußeisen noch in der Kuppelofenschlacke analytisch nachweisbar; es ist anzunehmen, daß dieser Schwefel, an Mangan gebunden, im Gasstrom oxydiert wurde und als Schwefeldioxyd den Kuppelofen verlassen hat. Die Versuche 1, 2, 3, 4, 5, 6 und 8 wurden in einem kleinen Versuchsofen von 480 mm  $\Phi$ , Versuche 7 und 9 in einem größeren Kuppelofen von 800 mm  $\Phi$  mit Vorherd vorgenommen; die näheren Abmessungen der Kuppelöfen sind aus einer früheren Veröffentlichung bekannt<sup>8)</sup>. Die Öfen hatten einen Satzkoksverbrauch von 8,5 bzw. 9%. Die Schlacken-ziffer „p“ stellt das Verhältnis von Basen zu Säuren dar:

$$p = \frac{\text{FeO} + \text{MnO} + \text{CaO} + \text{MgO}}{\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3}$$

Der Schwefel wurde zu gleichen Teilen als an Mangan und Kalzium gebunden angenommen und durch entsprechende Abzüge berücksichtigt; bei Berechnung der Mangankonzentration in der Gattierung wurde die Summe (Roheisen + Bruch + Kalkstein + Flußspat + Ferromanganschlacke) = 100 % gesetzt. Die Gußeisenzusammensetzung von Versuch 1 entspricht der normalen Gattierung. Bei Errechnung der Mangankonzentration und Manganreduktion wurde der natürliche Mangangehalt des Gußeisens von 0,24 % vernachlässigt und nur die in Form von Zuschlägen eingebrachte Manganmenge berücksichtigt.

Aus den Versuchsergebnissen ergibt sich die beachtenswerte Feststellung, daß die entschwefelnde Wirkung der Ferromanganschlacke nur als mäßig zu bezeichnen ist. Die Abnahme des Schwefelgehaltes betrug 18 bis 36 %. Sicherer scheint die Entschwefelung bei einer reinen Flußspat-Kalkschlacke vor sich zu gehen (Versuch 2). Der Vorherd ist auf die Entschwefelung ohne Einfluß. Ebensowenig ist ein Zusammenhang mit der Basizität der Kuppelofenschlacke zu erkennen, doch ist dabei zu berücksichtigen, daß die Versuche sich teilweise überdecken, man hätte den Einfluß verschiedener Schlacken-ziffern auf die Entschwefelung bei gleichbleibender Mangankonzentration feststellen müssen; dies war jedoch aus verschiedenen Gründen nicht durchführbar. Die Entschwefelungsversuche decken sich also im Ergebnis mit den früheren Feststellungen von Wüst und Wedemeyer und stehen im Gegensatz zu den Zahlen von Reusch. Die Veröffentlichung von Reusch ist leider unvollständig, es

<sup>5)</sup> Osann: Lehrbuch der Eisenhüttenkunde, Bd. I, 2. Aufl., S. 660.

<sup>6)</sup> Geiger: Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei, 2. Bd. S. 544.

<sup>7)</sup> Geiger: a. a. O., 2. Bd., S. 545.

<sup>8)</sup> St. u. E. 44 (1924), S. 618.

Zahlentafel 2. Zusammenstellung der Versuchsergebnisse.

|   | Versuch 1               | Versuch 2                           | Versuch 3  | Versuch 4                         | Versuch 5   | Versuch 6                            | Versuch 7   | Versuch 8                             | Versuch 9  |
|---|-------------------------|-------------------------------------|--|-----------------------------------|---|--------------------------------------|---|---------------------------------------|--|
| Schlacken-<br>zusammensetzung                       | 3,5 % Kalk-<br>zuschlag | 2,0 % Fluß-<br>spat + 1,5 %<br>Kalk | 1,5 % Fluß-<br>spat + 6 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke | 8 % Ferro-<br>mangan-<br>schlacke | 8 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke<br>+ 3,5 %<br>Kalk | 9 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke | 8 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke<br>Vorherdofen   | 10 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke | 10 %<br>Ferro-<br>mangan-<br>schlacke<br>Vorherdofen |
| Mn %  | 0,46                    | 0,58                                | 9,94   | 11,23                             | 7,20  | 7,08                                 | nicht be-<br>stimmt, da<br>die Zu-<br>sammen-<br>setzung äh-<br>nlich wie bei<br>Versuch 4<br>sein wird | 8,10                                  | nicht be-<br>stimmt, da                              |
| Fe O %  | 11,38                   | 9,52                                | 11,32  | 12,22                             | 11,22   | 7,46                                 |   | 10,29                                 | die Zu-<br>sammen-                                   |
| Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %                    | 1,00                    | 2,43                                | 1,72   | 0,57                              | 2,43  | 0,56                                 |   | 1,14                                  | setzung äh-<br>nlich wie bei                         |
| ges. Fe %   | 9,6                     | 9,1                                 | 10,0   | 10,0                              | 10,40   | 6,30                                 |   | 8,80                                  | Versuch 8  |
| SiO <sub>2</sub> %                                  | 46,45                   | 41,39                               | 42,66  | 41,10                             | 36,30   | 45,24                                |   | 39,04                                 | ähn-<br>lich wie bei                                 |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %                    | 5,96                    | 4,80                                | 7,80   | 9,25                              | 5,25  | 7,15                                 |   | 8,66                                  | Versuch 8  |
| CaO %   | 30,50                   | 35,00                               | 23,20  | 23,20                             | 31,25   | 27,80                                |   | 29,30                                 | sein wird  |
| MgO %   | 3,80                    | 5,79                                | 4,57   | 2,15                              | 6,00  | 3,70                                 |   | 3,00                                  |  |
| S %   | 0,15                    | 0,19                                | 0,19   | 0,08(?)                           | 0,20  | 0,34                                 |   | 0,19                                  |  |
| Schlacken-<br>menge %                               | 7,8                     | 8                                   | —  | —                                 | —   | 18,5                                 |   | —                                     | 13,3   |
| Schlacken-<br>ziffer<br>Basen<br>p = Säuren         | 0,878                   | 1,096                               | 1,05   | 1,05                              | 1,38  | 0,91                                 | —   | 1,11                                  | —  |
| Mangankonzentration der<br>Gattierung %             | —                       | —                                   | 0,80   | 1,06                              | 1,02  | 1,18                                 | 1,06  | 1,30                                  | 1,30   |
| Durchschnittl.<br>Gußeisen-<br>zusammen-<br>setzung |                         |                                     |  |                                   |   |                                      |   |                                       |  |
| Si %  | 1,87                    | 2,11                                | 2,16   | 1,82                              | 2,12  | 2,13                                 | 2,23  | 1,88                                  | 1,75   |
| Mn %  | 0,24                    | 0,23                                | 0,33   | 0,58                              | 0,35  | 0,55                                 | 0,65  | 0,58                                  | 0,75   |
| S %   | 0,11                    | 0,075                               | 0,075  | 0,07                              | 0,08  | 0,075                                | 0,085   | 0,085                                 | 0,09   |
| P %   | 0,08                    | 0,08                                | 0,075  | 0,099                             | 0,10  | 0,08                                 | 0,07  | 0,09                                  | 0,12   |
| C %   | 3,55                    | 3,65                                | 3,70   | 3,65                              | 3,68  | 3,50                                 | 3,70  | 3,60                                  | 3,65   |
| Entschwefelung<br>%                                 | —                       | 31,8                                | 31,8   | 36,3                              | 27,2  | 31,8                                 | 22,8  | 22,8                                  | 18,2   |
| Manganreduk-<br>tion %                              | —                       | —                                   | 11,2   | 32,0                              | 10,8  | 26,5                                 | 33,5  | 26,0                                  | 39,0   |

fehlen z. B. Angaben über die Zusammensetzung der entfallenden Schlacken. Auffallend ist, daß Reusch ohne Kalk- und Erzzuschlag günstigere Schwefelgehalte (0,04 bis 0,05 %) im Gußeisen festgestellt haben will als bei einem zweiten Schmelzversuch mit 2 % Kalkstein, bei dem die Gußproben einen Schwefelgehalt von 0,066 und 0,080 % ergaben. Mit Sicherheit kann angenommen werden, daß die leichtere Reduktionsfähigkeit von Manganoxydul nicht die Ursache für die günstige Entschwefelung war.

Günstig zu wirken scheint der Vorherd auf die Manganreduktion im Kuppelofen. Bei Versuch 9 konnte eine Reduktion von 39 % aus der durch Ferromanganschlacke eingebrachten Manganimenge festgestellt werden, d. h. die Manganreduktion im Kuppelofen kommt der im Hochofen ziemlich nahe, da man beim Erblasen von Thomasroheisen im allgemeinen mit einer Manganreduktion von 40 % rechnet. Die Versuche lehren, daß die Manganreduktion innerhalb gewisser Grenzen unabhängig von der Schlacken-ziffer vor sich geht und mit der Mangankonzentration der Gattierung steigt. Die Mangan-gehalte in Gußeisen und Schlacke sind im flüssigen Zustande bestrebt, sich auszugleichen. Zur

Erzielung eines mittleren Mangangehaltes von 0,7 % im Gußeisen betragen bei Verwendung von 20prozentigem Spiegeleisen und 45prozentigem Ferromangan, beide als Gattierungszusätze aufgegeben, die Manganverluste 17 bzw. 28 %. Demgegenüber erscheint die Verwendung von Ferromanganschlacke für die Mangananreicherung als wirtschaftlich, obwohl durch den größeren Kuppelofenschlacken-Entfall auch ein stärkerer Eisenverlust in Kauf genommen werden muß. Hervorzuheben ist die Tatsache, daß selbst höhere Mangangehalte im Gußeisen eine wesentliche Entschwefelung nicht hervorzurufen vermögen. Die Entschwefelung durch Mangan im flüssigen Eisen scheint eine gewisse Zeit zu erfordern, die bei der kurzen Durchsatzzeit im Kuppelofen nicht erreicht wird.

Zusammenfassend kann man sagen, daß ein hoher Manganoxydulgehalt der Schlacke wohl imstande ist, das Eisen vor einer Aufnahme von Schwefel aus den Gasen zu schützen und bei höherem Schwefelgehalt des Einsatzes auch eine stärkere entschwefelnde Wirkung als Kalksteinzusatz auszuüben. Die gleiche Entschwefelung kann jedoch mit ebenso großer Sicherheit durch Verwendung von Flußspat erzielt werden.

## Zur Allotropie des Eisens.

Von Privatdozent Dr. phil. Franz Wever in Düsseldorf.

*(Kurzer geschichtlicher Abriß bis zu den neuesten Ergebnissen und ihren Schlußfolgerungen.)*

Die neuzeitliche, auf zuverlässige Temperaturmessungen begründete Erforschung der Allotropie des Eisens setzt mit einer Arbeit F. Osmonds<sup>1)</sup> vom Jahre 1887 ein, welche die ersten mit Hilfe von Le Chatelier-Thermoelementen aufgenommenen Abkühlungskurven enthält. Ihre erste Stufe ist durch die 1895 von Osmond<sup>2)</sup> klar herausgearbeitete Vorstellung dreier voneinander unabhängiger Phasen des Eisens gekennzeichnet, der  $\alpha$ -Modifikation unterhalb des  $A_2$ -Punktes, der  $\beta$ -Modifikation zwischen  $A_2$  und  $A_3$  und der  $\gamma$ -Modifikation oberhalb  $A_3$ . Die damit für lange Zeit zum Stillstand gebrachte Entwicklung nahm erst 1912 mit dem Eingreifen von C. Benedicks<sup>3)</sup> wieder einen lebhafteren Gang an; aber auch die überaus eindringlichen Bemühungen Benedicks', deren wesentlicher Inhalt die Zurückführung der mit der  $\beta$ -Modifikation in Verbindung gebrachten Erscheinungen auf die Anwesenheit von  $\gamma$ -Molekülen in der  $\alpha$ -Phase unterhalb  $A_3$  ist, in enger Anlehnung an die seit 1910 von A. Smits<sup>4)</sup> entwickelte Theorie der Allotropie, konnten eine allgemein anerkannte befriedigende Lösung nicht erzwingen. Jedoch klangen die lebhaften Auseinandersetzungen über die Natur der  $\beta$ -Modifikation seit 1914 allmählich ab, indem sich in der Folge in Anlehnung an die Weißsche<sup>5)</sup> Theorie des Ferromagnetismus die Auffassung überwiegend durchsetzte, daß die  $A_2$ -Umwandlung ohne jede Teilnahme einer unmagnetischen  $\gamma$ -Phase als reine thermomagnetische Erscheinung anzusehen sei<sup>6)</sup>.

Andeutungen einer oberhalb 1200° liegenden thermischen Anomalie des Eisens finden sich bereits bei E. S. Ball<sup>7)</sup>, jedoch stellte erst 1913 R. Ruer mit K. Kaneko<sup>8)</sup> und R. Fick<sup>9)</sup> eine Umwandlung zweifelsfrei fest; eine Nachprüfung an reinem Elektrolyteisen ergab, daß diese bei 1401° verläuft. Die Kenntnisse von der Natur der  $\delta$ -Phase oberhalb 1401° sind bis heute äußerst spärlich; es wird angenommen, daß die  $\gamma$ - $\delta$ -Umwandlung ähnlich der  $\beta$ - $\gamma$ -Umwandlung mit einer diskontinuierlichen Aenderung sämtlicher Eigenschaften verbunden ist.

Der mit dem Vorstehenden oberflächlich skizzierte klassische Bestand an Erkenntnissen von der Natur der Allotropie des Eisens erfuhr in der Folge durch die Einführung röntgenogrammetrischer Unter-

suchungsmethoden in die Metallographie eine ungeahnte Erweiterung und Vertiefung. Nachdem aus erster bereits 1917 A. W. Hull<sup>10)</sup> die Struktur des  $\alpha$ -Eisens als kubisch-raumzentriertes Gitter mit einer Kantenlänge des Elementarwürfels von  $2,86 \times 10^{-8}$  cm ermittelt hatte, brachten vor allem die Arbeiten von A. Westgren<sup>11)</sup> Klarheit über die Strukturänderungen an den Umwandlungspunkten. Danach bleibt das raumzentrierte Gitter des  $\alpha$ -Eisens bis 900° ungeändert erhalten, um bei dieser Temperaturspontan in ein kubisch-flächenzentriertes Gitter mit einem Parameter von  $3,60 \times 10^{-8}$  cm überzugehen; bei 1401° wandelt sich diese Struktur spontan in ein kubisch-raumzentriertes Gitter zurück, das beim Schmelzpunkt in den amorphen Zustand übergeht. Die  $A_3$ - und  $A_4$ -Umwandlung sind damit als polymorphe Umwandlungen im strengen Sinne der Definition<sup>12)</sup> gekennzeichnet, während dagegen die magnetische  $A_2$ -Umwandlung nicht mit einer Aenderung des Raumgittertypus verbunden ist.

Die damit gewonnenen Erkenntnisse liefern unmittelbar eine Erklärung für das bereits sehr viel früher von P. Weiss und G. Foëx<sup>13)</sup> untersuchte thermomagnetische Verhalten des Eisens. Diese beobachteten, daß die reziproke magnetische Suszeptibilität des Eisens, die bei 900° diskontinuierlich von  $0,005 \times 10^{-6}$  auf  $0,036 \times 10^{-6}$  ansteigt, bei 1401° wieder diskontinuierlich abfällt, wobei der Verlauf in der  $\delta$ -Phase zwanglos als Fortsetzung der  $\alpha$ -Phase aufgefaßt werden kann (Abb. 1). Dieses Verhalten besitzt eine weitere Parallele in dem Verlauf des thermoelektrischen Potentials; für dieses beobachtete A. Goetz<sup>14)</sup> in Bestätigung früherer Ergebnisse von G. K. Burgess<sup>15)</sup> sowie in Uebereinstimmung mit bisher unveröffentlichten Untersuchungen von W. Schneider<sup>16)</sup> einen sehr deutlichen, nahezu diskontinuierlichen Abfall der Thermokraft bei der  $A_3$ -Umwandlung, sowie einen starken, wiederum nahezu diskontinuierlichen Wiederanstieg bei der  $A_4$ -Umwandlung (Abb. 2). Die Aehnlichkeit in der Kristallstruktur zwischen der  $\alpha$ - und  $\delta$ -Phase des Eisens findet sich danach in augenfälliger Weise auch in den magnetischen und thermoelektrischen Eigenschaften wieder.

Die Auswirkung der im vorstehenden entwickelten Anschauungen über die Natur des Polymorphismus des Eisens zeigte sich bisher im wesent-

<sup>1)</sup> Mém. de l'Artillerie de la Marine 15 (1887), S. 573; vollständigeres Schriftt. s. F. Wever: Naturwissensch. 12 (1924), S. 1108.

<sup>2)</sup> Bull. Soc. d'Encouragement 1895.

<sup>3)</sup> J. Iron Steel Inst. 86 (1912), S. 242.

<sup>4)</sup> Die Theorie der Allotropie (Leipzig: Johann Ambrosius Barth 1921).

<sup>5)</sup> Phys. Z. 9 (1908), S. 358.

<sup>6)</sup> S. a. K. Honda: J. Iron Steel Inst. 99 (1919), S. 457.

<sup>7)</sup> J. Iron Steel Inst. 37 (1890), S. 85/105.

<sup>8)</sup> Ferrum 11 (1913), S. 33/9.

<sup>9)</sup> Ferrum 11 (1913), S. 39/51.

<sup>10)</sup> Phys. Rev. 9 (1917), S. 84.

<sup>11)</sup> J. Iron Steel Inst. 103 (1921), S. 303; ebenda 105 (1922), S. 241.

<sup>12)</sup> P. Groth: Elemente der physikalischen u. chemischen Kristallographie (München u. Berlin: 1921), S. 313.

<sup>13)</sup> Archive des sciences physiques et naturelles, Per. 4, 31 (1911), S. 39.

<sup>14)</sup> Phys. Z. 25 (1924), S. 562.

<sup>15)</sup> Bull. Bureau of Standards 14 (1918), S. 5.

<sup>16)</sup> P. Oberhoffer: Das technische Eisen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1925), S. 14; St. u. E. demnächst.

lichen in zweifacher Richtung. Sie ermöglichte einerseits eine unmittelbar anschauliche Erklärung für das unterschiedliche Verhalten der  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Phase dem Kohlenstoff gegenüber. Nachdem zunächst nachgewiesen werden konnte, daß der Kohlenstoff in Abweichung von dem normalen Isomorphismus bei der Bildung einer festen Lösung nicht an Stelle eines Eisenatoms in das Gitter eingeht, sondern vielmehr in dessen Lücken eintritt<sup>17)</sup>, war damit sogleich

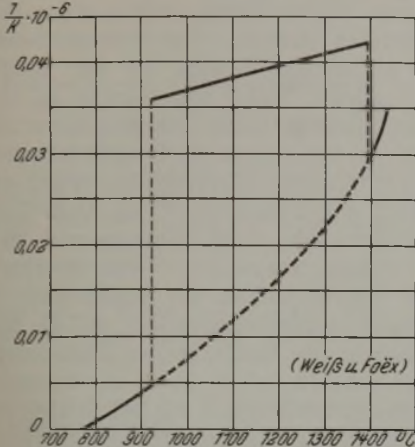


Abbildung 1. Magnetische Suszeptibilität des Eisens.

auch verständlich gemacht, daß alsdann dem  $\alpha$ -Eisen ein Lösungsvermögen für den Kohlenstoff nicht zukommen kann, da das raumzentrierte  $\alpha$ -Gitter Lücken der erforderlichen Größe nicht aufweist. Es ließ sich jedoch zeigen, daß dem  $\gamma$ -Eisen die Fähigkeit der Mischkristallbildung entsprechend dem

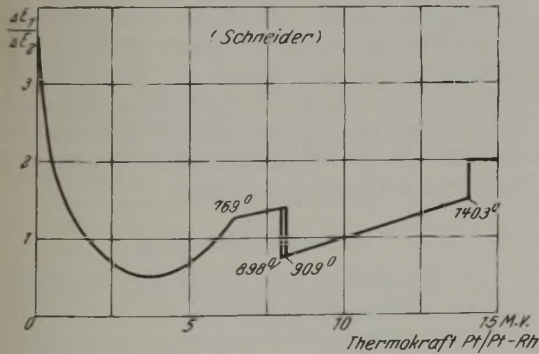


Abbildung 2. Thermokraft Platin-Eisen.

Mechanismus des echten Isomorphismus nicht abgeht, indem für Nickel und Mangan nachgewiesen werden konnte<sup>18)</sup>, daß diese an Stelle von Eisenatomen in das flächenzentrierte  $\gamma$ -Gitter eintreten.

In anderer Richtung schloß P. Oberhoffer<sup>19)</sup> aus den zahlreichen Beobachtungen über den Einfluß des Siliziums auf die Umwandelungspunkte des Eisens, angeregt durch die erwähnten struktur-

theoretischen Arbeiten, daß in dem binären System Eisen-Silizium die Kurvenzüge der  $\gamma$ - $\delta$ -Umwandlung und der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung ineinander übergehen müßten. Demnach würde das Zustandsfeld der  $\gamma$ -Phase bei einem gewissen Siliziumgehalt, den Oberhoffer zu etwa 4 % schätzt, vollständig verschwinden und bei diesen Legierungen die  $\delta$ -Modifikation unmittelbar in die  $\alpha$ -Modifikation übergehen (Abb. 3). Jedoch sind nach Oberhoffer

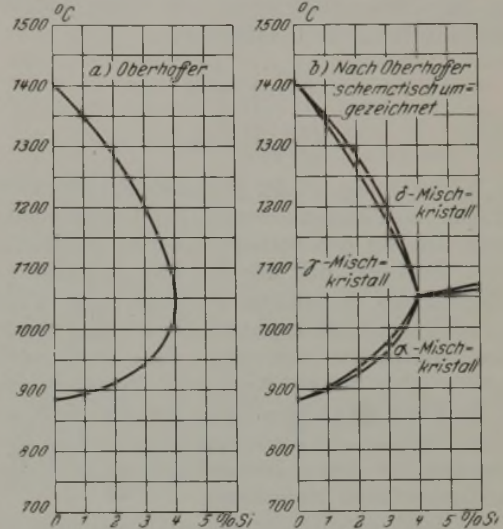


Abbildung 3. Das Zustandsfeld der  $\gamma$ -Phase im System Eisen-Silizium (Oberhoffer).

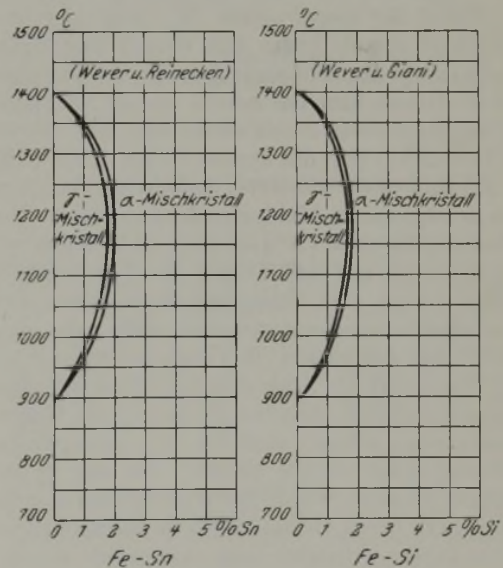


Abbildung 4. Das Zustandsfeld der  $\gamma$ -Phase in den Systemen Eisen-Zinn und Eisen-Silizium (Giani, Reinecken und Wever).

etwaige auf diese Umwandlung hindeutende Gleichgewichtslinien bisher nicht gefunden worden; es erscheint ihm wegen der strukturellen Ähnlichkeit des  $\delta$ - und  $\alpha$ -Gitters nicht ausgeschlossen, daß die thermischen Effekte bei dieser Umwandlung zu gering sind, um festgestellt werden zu können.

Während Oberhoffer damit immer noch die Auffassung beizubehalten scheint, daß die  $\alpha$ - und  $\delta$ -Modifikation trotz ihrer strukturellen Ähnlichkeit zwei

<sup>17)</sup> F. Wever: Z. Elektrochem. 30 (1924), S. 376; F. Wever und P. Rütten: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 6 (1924), S. 1.

<sup>18)</sup> F. Wever: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 3 (1921), S. 45.

<sup>19)</sup> Das technische Eisen, 2. Aufl. (Berlin: Julius Springer 1925), S. 104.

verschiedene, durch Gleichgewichtslinien voneinander getrennte Phasen darstellen (Abb. 3b), weisen sehr viel frühere Ueberlegungen G. Tammanns<sup>20)</sup> in andere Richtung. Dieser behandelte im Rahmen einer theoretischen Diskussion über den molekularen Aufbau fester isotroper und anisotroper binärer Mischungen auch den Fall, daß eine polymorphe Umwandlung innerhalb einer der beiden Komponenten durch die zweite Komponente unterdrückt wird. Dabei gehen von dem Umwandlungspunkt zwei Gleichgewichtslinien aus, für deren Umkehrpunkte

$$\left(\frac{dx'}{dT}\right)_{\gamma} = 0,$$

$$\left(\frac{dx''}{dT}\right)_{\alpha} = 0,$$

die Wärmetönung bei der Umwandlung verschwindet. Die von Tammann entwickelten Gesichtspunkte lassen sich auf den vorliegenden Fall unmittelbar dahin erweitern, daß der  $A_3$ - und  $A_4$ -Punkt des reinen Eisens in binären Systemen vom Typus Eisen-Silizium durch zwei kontinuierliche Kurvenzüge ohne Tripelpunkte verbunden sind; damit würde zugleich über die Oberhoffersche Hypothese hinaus die Auffassung angenommen sein, daß die  $\delta$ - und  $\alpha$ -Modifikationen des Eisens eine identische Phase darstellen, in deren Zustandsfeld keinerlei Umwandlungen mehr vorkommen.

Die damit entwickelten neuen Vorstellungen von der Natur der Allotropie des Eisens schließen sich den besprochenen Beobachtungen von P. Weiss und G. Foëx, A. Goetz sowie W. Schneider ausgezeichnet an; sie finden eine weitere Bestätigung durch soeben abgeschlossene Arbeiten des Verfassers mit P. Giani über das bereits von P. Oberhoffer behandelte System Eisen-Silizium, und mit W. Reinecken<sup>21)</sup> über das System Eisen-Zinn (Abb. 4). Mit Hilfe eines verfeinerten thermischen Verfahrens war es möglich, die Linienzüge der  $\alpha$ - $\gamma$ - und  $\gamma$ - $\delta$ -Umwandlung bis etwa 1,3 % Si bzw. 1,3 % Sn zu verfolgen; dabei legt der Verlauf der Kurvenäste in beiden Fällen eine Schließung durch einen kontinuierlichen Linienzug in hohem Maße nahe, auch deuten die Aufnahmen in Uebereinstimmung mit der Theorie auf eine Ausbreitung der Umwandlungen über ein Intervall, während gleichzeitig die Wärmetönung nach höheren Silizium- bzw. Zinngehalten außerordentlich schnell abfällt. Für das System Eisen-Silizium wurden die thermisch abgeleiteten Befunde noch durch Heißätzungen im Stickstoffstrom unter kontinuierlichem Temperaturgefälle ergänzt; diese ließen bis 1,43 % einen Durchgang durch die kristallographisch deutlich gekennzeichnete  $\gamma$ -Phase zweifelsfrei erkennen, während bei höheren Siliziumgehalten keinerlei Diskontinuitäten in der Entwicklung des Gefüges mehr auftraten. Danach muß die Konzentrationsgrenze, bis zu der die  $\gamma$ -Phase im Zustandsdiagramm auftritt, bei Eisen-Silizium zu

etwa 1,85 % Si angenommen werden; für das System Eisen-Zinn wird sie zu etwa 1,9 bis 2 % Sn geschätzt.

Die mit den vorerwähnten Arbeiten gewonnenen Erkenntnisse liefern für die Systematik der Eisenlegierungen neue grundlegende Gesichtspunkte. Es erscheint danach gegeben, die Legierungselemente des Eisens in zwei Klassen zu teilen, in eine Gruppe der Elemente, welche das Zustandsfeld der  $\gamma$ -Phase erweitern, und in solche, welche die  $\gamma$ -Phase zu unterdrücken streben. Der kennzeichnende Vertreter der ersteren Gruppe ist der Kohlenstoff, sodann würden Nickel und Mangan zu dieser zu rechnen sein; der zweiten Gruppe gehören Zinn und Silizium an, ferner legen die Beobachtungen von H. Harkort<sup>22)</sup> an Eisen-Wolfram-Legierungen sowie von Lautsch und Tammann<sup>23)</sup> an Eisen-Molybdän-Legierungen nahe, auch Wolfram und Molybdän dieser Gruppe zuzuzählen. Von strukturtheoretischen Gesichtspunkten aus würden diese Klassen etwa dahin zu kennzeichnen sein, daß die Elemente der ersteren die Stabilität der flächenzentrierten  $\gamma$ -Phase erhöhen, sei es durch die besondere Art ihrer Mischkristallbildung wie bei Kohlenstoff oder durch den Isomorphismus ihres eigenen Gitters mit der  $\gamma$ -Struktur wie bei Nickel; die Elemente der letzteren Gruppe vergrößern dagegen die Stabilität der raumzentrierten  $\alpha$ -Phase des Eisens, entweder durch eine besondere, in ihren Gründen bisher nicht zu übersehende höhere Affinität zu  $\alpha$ -Eisen wie bei dem nach dem Diamantgitter kristallisierenden Silizium oder dem tetragonalen Zinn, oder aber wieder durch den Isomorphismus ihres Gitters mit der  $\alpha$ -Struktur wie bei Molybdän und Wolfram. Im übrigen sind die vorhandenen binären Zustandsdiagramme des Eisens mit seinen wichtigsten Legierungsbestandteilen gerade in dieser Hinsicht äußerst unvollständig; es wird daher Aufgabe der zukünftigen Forschung sein, die erforderlichen Unterlagen für eine weitere, tiefgründigere Erörterung der berührten Probleme beizubringen.

#### Zusammenfassung.

Im Anschluß an eine Skizze der Vorstellungen von dem Wesen der Allotropie des Eisens in ihrer geschichtlichen Entwicklung wird aus den Ergebnissen neuer Studien an den binären Systemen Eisen-Silizium und Eisen-Zinn geschlossen, daß die  $\delta$ -Modifikation eine mit dem  $\alpha$ -Eisen identische Phase darstellt. Danach würden dem elementaren Eisen nur zwei polymorphe Phasen zuzuschreiben sein, eine kubisch-raumzentrierte Modifikation, die bis 900° und oberhalb 1401° bis zum Schmelzpunkt stabil ist, und eine kubisch-flächenzentrierte Modifikation, die zwischen 900 und 1401° das Existenzgebiet der raumzentrierten Phase unterbricht.

<sup>20)</sup> Z. anorg. Chem. 91 (1915), S. 263.

<sup>21)</sup> Dissertation Aachen; Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. demnächst.

<sup>22)</sup> Metallurgie 4 (1907), S. 647.

<sup>23)</sup> Z. anorg. Chem. 55 (1907), S. 388.



## Umschau.

### Hohlkanäle in Metallen, die an die Oberfläche eines Metallstückes münden.

G. Tammann und H. Bredemeier<sup>1)</sup> veröffentlichen eine außerordentlich bemerkenswerte Arbeit, die den Zweck hat, Aufschluß darüber zu geben, wie groß die Hohlkanäle in Metallstücken sind, die einmal durch die bekannte Volumenverminderung bei der Erstarrung, zum andern bei Kaltdeformationen, wie Drahtziehen usw., entstehen können. Hierbei bilden sich die sogenannten Roseschen Kanäle<sup>2)</sup>, die sich bei höheren Temperaturen, bei denen die Metalle weich werden, wieder schließen. Die Verfasser versuchen nun, Hohlkanäle, die mit der Oberfläche in Verbindung stehen, dadurch zu erfassen, daß sie Wasser unter sehr hohem Druck von 2500 kg/cm<sup>2</sup> in das Metallstück hineinpumpen. Bei diesem hohen Druck löst das Wasser die in den Kanälen befindliche Luft auf; beim Nachlassen des Druckes bleibt dieser Lösungszustand als metastabil bestehen. Zur Bestimmung der in das Metallstück eingepreßten Flüssigkeitsmenge verfahren die Verfasser derart, daß sie das Wasser mit einer bestimmten Farbstofflösung anfärben. Das Metallstück wird nach dem Versuch durch Feilen in möglichst feine Spänchen zerteilt und diese Spänchen mit Wasser ausgelaugt. Kolorimetrisch läßt sich nunmehr die in dem Metallstück verbliebene Menge Farbstoff und hieraus wiederum das Volumen der Hohlkanäle bestimmen. Als Farbstofflösung benutzen die Verfasser eine Lösung von 20 % eosinsaurem Kalium. Die ersten Versuche gingen darauf hinaus, zu ermitteln, von welcher Druckstufe an das Volumen der eingepreßten Farbstofflösung nicht mehr mit steigendem Druck zunimmt. Diese Versuche wurden an Zinkstreifen ausgeführt. Aus den Ergebnissen dieses Versuches ging hervor, daß wohl schon ein Druck von 500 kg/cm<sup>2</sup> genügt, um die mit der Oberfläche in Verbindung stehenden Hohlkanäle mit Farbstofflösung zu füllen.

Weiterhin befaßten sich die Verfasser mit der Frage, ob die Farbstofflösung in erheblichere Tiefen des Metallstückes eindringen kann, oder ob sie nur auf der Oberfläche verteilt bleibt. Diese Untersuchungen wurden an einem Messingzylinder von 15 mm  $\Phi$  und 6 cm Länge bei einem Druck von 2000 kg/cm<sup>2</sup> während 4 st ausgeführt. Von dem Zylinder wurden sodann 4 bzw. 5 mm auf der Drehbank abgedreht. Die Untersuchung ergab, daß die Verteilung der Farbstofflösung in allen drei Schichten gleichmäßig, also bis zum Kern vorgedrungen war.

Einer eingehenden Untersuchung wurde auch die Beschaffenheit der Metalloberfläche unterworfen, unter der Annahme, daß sich beim Schmirgeln leicht Poren auf der Oberfläche schließen können. Versuche an gewalzten Zinkstreifen, von denen die eine Hälfte abgeschmirgelt, die andere Hälfte mit Salzsäure abgeätzt war, ergaben keine Unterschiede, so daß man hiernach also annehmen kann, daß auch die Beschaffenheit der Oberfläche von nicht bedeutendem Einfluß ist.

Bei Kupfer und Zink konnten die Verfasser feststellen, daß das Volumen der Hohlkanäle im harten, gewalzten Zustande größer ist als im weichen ausgeglühten, was auf eine Vergrößerung der Roseschen Kanäle durch Kaltbearbeitung hindeutet. Im Gegensatz dazu verhält sich Eisen allerdings umgekehrt, indem das Volumen der Hohlkanäle im harten Zustande kleiner ist als das der auf 1000°, also bis ins  $\gamma$ -Gebiet erhitzten Proben. Der Einfluß des Kohlenstoffs auf die Ausbildung der Hohlkanäle geht dahin, daß sowohl im harten als auch im ausgeglühten Zustande (1000° 3 st) mit wachsendem Kohlenstoffgehalt eine Abnahme des Volumens der Hohlkanäle eintritt.

Die Verfasser versuchen weiter, die Volumenvergrößerung beim Ziehen eines weichen Drahtes, die z. B. für

Eisen und Nickel ungefähr 0,2 % beträgt, durch das Imprägnierungsverfahren zu klären. Zu diesem Zweck wurde Elektrolyteisen von einem Querschnitt von 10 mm<sup>2</sup> auf 0,8 mm<sup>2</sup> kalt gezogen und ein Teil dieses Drahtes bei 750° 1 st im Wasserstoffstrom gegläht. Die Hohlräume für hartes Material betragen 0,09 Volumprozent, für weiches Material 0,07 Volumprozent. Die Ergebnisse liegen also innerhalb der Versuchsfehler. Nach der Dichtebestimmung hätte das Volumen der Hohlkanäle im harten Drahte 0,2 % größer sein müssen als im weichen Zustande. Daß dieser Befund durch das Imprägnierungsverfahren nicht bestätigt werden konnte, wird darauf zurückgeführt, daß beim Drahtziehen Lamellen mit Hohlräumen (Rosesche Kanäle) übereinandergleiten, und daß dadurch die Hohlräume der tiefer liegenden Lamellen von solchen ohne Hohlkanäle bedeckt werden. So erklärt es sich, daß das Volumen der mit der Oberfläche in Verbindung stehenden Hohlräume im weichen wie im harten Drahte fast dasselbe ist.

In dem weiteren Verlauf ihrer Arbeit behandeln die Verfasser ein anderes Verfahren zur Bestimmung des in die Hohlräume eingepreßten Wassers, das darin besteht, daß durch Erhitzen das Wasser aus dem Metallstück wieder ausgetrieben und quantitativ aufgefangen wird. Die nach dieser Richtung hin ausgeführten Versuche ergaben, daß das eingepreßte Wasser nur außerordentlich schwer aus den Kanälen herauszutreiben ist, und daß ferner Metalle, die Wasser zersetzen, nur einen Teil des Wassers als solches wieder zurückgeben, während ein anderer Teil als Wasserstoff entweicht. Bei der Einhaltung entsprechender Vorsichtsmaßregeln kann aber dieses Verfahren dieselben Werte liefern wie das Imprägnierungsverfahren, nur muß die Temperatur erheblich gesteigert werden. Bei den Versuchen an einem Zinkstreifen stellte sich heraus, daß erst nach Ueberschreiten des Schmelzpunktes die Gesamtmenge des eingepreßten Wassers zu erfassen war. Das letztere Verfahren wird deshalb wohl nur bei leicht schmelzenden Metallen Verwendung finden können. Allerdings hat das Verfahren der Vertreibung des Wassers durch Erhitzen den einen Vorteil, daß es Aussagen über die Schwierigkeit der Rückgabe des Wassers aus dem Metallstück macht, was bei dem Imprägnierungsverfahren nicht in Erscheinung tritt.

W. Schneider.

### Hochofenbetriebsführung in Cleveland, U. S. A.

Unter Bezugnahme auf seine frühere Arbeit<sup>1)</sup>, in der hauptsächlich Gleichmäßigkeit in allen Faktoren, durch die der Gang des Hochofens beeinflusst werden kann, gefordert wird, weist H. G. Scott in dem vorliegenden Aufsatz<sup>2)</sup> auf die Wichtigkeit der Durchführung einer zuverlässigen Betriebskontrolle hin, die es dem Betriebsleiter erst ermöglicht, alle den Ofengang bestimmenden Einflüsse im Auge zu behalten. Als Ursache häufiger Ofenstörungen werden genannt: Wasser und ungeeigneter Koks. Wasser sollte nur bei den Formen bzw. der Formenausrüstung geduldet werden. Der Einfluß auch geringster Wassermengen auf den Ofengang wird sehr hoch veranschlagt. Die Wasserfrage gewann noch dadurch an Bedeutung, daß viele Oefen, die früher auf Gießereisen gingen, Roheisen für Stahlwerke erblasen mußten, deren Anforderungen an Gleichmäßigkeit im Silizium- und Schwefelgehalt sehr scharf waren.

Um das Eindringen von Wasser in den Ofen durch lecke Formen zu verhüten, ging man dazu über, den Druck des Kühlwassers in den Formen unter den inneren Ofendruck in der Formebene zu ermäßigen, ohne die Wassergeschwindigkeit bzw. Wassermenge bis an die Gefahrgrenze zu vermindern. Man bildete deshalb das Kühlwasserabflußrohr als Fallrohr in der Weise aus, daß in der Form ein Underdruck gegenüber dem Ofendruck gehalten wurde. Formenschäden wurden durch Beobachtung der Druckverhältnisse im Wasserzulauf und Ablauf

<sup>1)</sup> Z. anorg. Chem. 142 (1925), S. 54/60.

<sup>2)</sup> Tammann: Lehrbuch der Metallographie, 3. Aufl. (Leipzig: Leopold Voß 1923), S. 137.

<sup>1)</sup> Iron Coal Trades Rev. 98 (1919), S. 67/8.

<sup>2)</sup> Ebenda, Jg. 109 (1924), S. 784/5 u. 826/8; vgl. St. u. E. 44 (1924), S. 1801.

erkannt. Der Kühlwasserbedarf betrug bei dieser Anordnung etwa 91 l/min je Form.

Störungen des Ofenganges, als Hängen der Beschickung, durch weichen Koks verursacht, wurden durch Mitblasen von vier Notformen in der Rast behoben. Scott glaubt übrigens, daß die Beschickung bis zur Rast ihren Zusammenhang nicht verliert und erst durch den Rastwinkel ein Voreilen der Mitte bewirkt wird.

Für den Kokschwefel werden 1,5 % als oberste Grenze angegeben, die es noch gestattet, ein verkaufsfähiges Eisen herzustellen.

Ferner bringt Scott das von Charles Cochrane ausgearbeitete Berechnungsverfahren einer Kohlenstoffbilanz des Hochofens, in der auch jeder nicht durch Kohlenstoff verursachte Wärmezugang, z. B. im Gebläsewind, als Kohlenstoffgewicht, Verbrennung zu Kohlenoxyd angenommen, eingesetzt ist. Der Strahlungsverlust durch die Ofenwände ist gleich dem Doppelten des Verlustes durch das Formenwasser angenommen. Die Berechnung ist, als Wärmebilanz gewertet, wenig übersichtlich.

K. F. Krau.

### Das Gesetz des Einschlebens und der Vertaubung der Spateisenstein- und Eisenglanggänge des Siegerlandes.

H. Quiring<sup>1)</sup> behandelt eingehend die Frage der Entstehung der Siegerländer Spateisenstein- und Eisenglanggänge und befaßt sich im besonderen mit der Erklärung des Einschlebens ihrer bauwürdigen Erzmittel sowie der Vertaubungen.

Der Siegerner Hauptsattel, mit zahlreichen größeren und kleineren Falten, bildet die Grundlage der Siegerländer Eisenerzregion. Die Eisensäuerlinge des Siegerlandes sind im wesentlichen in tektonischen Spalten aufgestiegen. Die bedeutendsten Aufstiegsmittelpunkte haben auf ausgesprochenen Thermallinien gelegen, die uns heute als die wichtigsten Gan züge des Siegerlandes entgegnetreten. Die bauwürdigen Gangmittel des Gangzuges sind Mittelpunkte stärkeren Lösungsumlaufes gewesen.

Der Aufstiegsweg der Lösungen im Gangraum stimmt überein mit dem Einschleiben der aus diesen Lösungen entstandenen Gangmittel. Als Beweis wird vor allem geltend gemacht, daß die Gangmittel schlotartig, gewissermaßen als Erzbänder oder Erzsäulen zur Tiefe niedergehen; denn es ist nachgewiesen, daß die Tiefenerstreckung solchen Gangmittels das Sechs- und Mehrfache seiner streichenden Länge beträgt.

In den bisher vom Bergbau erreichten Tiefen haben nun im wesentlichen drei Faktoren den Aufstiegsweg der Lösungen und damit das Einschleiben der Gänge bewirkt:

1. die primäre aktive Aufstiegsrichtung der Thermen,
2. die Tektonik der Gangspalten,
3. die Beschaffenheit und Lagerung des Nebengesteins.

Im folgenden beschreibt der Verfasser den Einfluß der oben angeführten Punkte und zeigt die Gesetzmäßigkeiten, denen das Einschleiben von Spateisensteingängen unterliegt. Spaltentektonik und Lösungsauftrieb rufen vorwiegend senkrecht Einschleiben der Gangmittel hervor; das Nebengestein kann jedoch durch steile Schichtenlagerung oder Schieferung den Aufstiegsweg der Eisensäuerlinge ablenken. Eine genaue Aufnahme der Nebengesteinsverhältnisse hat gezeigt, daß das Besser- oder Schlechterwerden verschiedener Gänge zum Nebengestein in bestimmten Beziehungen steht.

Dieselben Gesetzen wie die Eisensäuerlinge unterlagen die postsideritischen, muriatischen eisenglanzgebildenden Thermen, die örtlich in den vorhandenen Spateisensteingängen und in neu gebildeten Klüften aufgestiegen sind.

Auch die Verquarzung der Gänge, die örtlich von außerordentlicher Bedeutung ist, folgt denselben Gesetzen, die für die Eisensteingangmittel gelten.

Die Abhandlung ist mit 21 Textabbildungen und 6 Tafeln ausgestattet, welche u. a. beachtenswerte mikrophotographische Wiedergaben von Dünnschliffen enthalten.

W. Siebel.

<sup>1)</sup> Archiv für Lagerstättenforschung, H. 33. Berlin: Preuß. Geol. Landesanstalt 1924.

### Kristallverformung in kaltbearbeitetem Stahl.

„Was verursacht das Anwachsen der Festigkeit bei der Kaltreckung?“ und „Woher kommt die größere Härte und Sprödigkeit?“ Die üblichen Antworten auf diese Fragen, nämlich Kornzertrümmerung und Gleitebenenbildung, befriedigen H. H. Lester<sup>1)</sup> nicht, weshalb er an die Erforschung der atomistischen Kräfte mit Hilfe der Röntgenspektroskopie gehen will. In einer kurzen Übersicht über die heute angenommenen Anschauungen über Kristallgitter im allgemeinen und die bekannten Beziehungen zwischen Wellenlänge und Reflexionswinkel, Atomebenenabstand usw.:  $n \cdot \lambda = 2d \cdot \sin \vartheta$ , wird das raumzentrierte  $\alpha$ -Eisengitter näher behandelt, auch erwähnt, daß die von den Kohlenstoff-Atomen eingenommenen Plätze noch nicht sicher bekannt seien. (Die Arbeiten von Wever<sup>2)</sup> und Westgren<sup>3)</sup> sind etwas später erschienen bzw. noch nicht berücksichtigt.) Genügend von der Kristalloberfläche entfernt, befindet sich ein einzelnes Atom im Gleichgewicht; dies ist am Rande nicht der Fall, die unausgeglichenen Kräfte äußern sich als Kohäsionskräfte; sie können unter geeigneten Bedingungen auch Kornwachstum hervorrufen (Rekristallisation). Man vermutet, daß ein großer Einkristall die stabilste Anordnung ist. Aus der Tatsache, daß bei der Kaltbearbeitung die Kristalle verkleinert werden und so mehr freie Oberflächen entstehen und andererseits die von den Kohäsionskräften bedingte Elastizitäts- und Streckgrenze sich vergrößert, glaubt der Verfasser schließen zu dürfen, daß die zwischen den einzelnen Kristallen auftretenden Kräfte größer sind als diejenigen zwischen den Atomen desselben Kristalls; er hält indessen diesen Schluß noch sehr der anderweitigen Nachprüfung für bedürftig.

Die elastischen Aenderungen des Gitters werden nun so untersucht, daß zwei dünne Stahlbänder nebeneinander vom gleichen Strahl monochromatischen Röntgenlichtes getroffen werden; das eine ist dabei mit einer bekannten Spannung gestreckt. Diese Differentialmethode erlaubt die elastischen Gitteränderungen zu messen, die in der Tat von der richtigen Größenordnung sind. Wichtig scheint folgende Beobachtung zu sein, daß nämlich bei der durch die Verfestigung erhöhten Elastizitätsgrenze die größte Gitterdeformation genau so groß ist wie bei der nicht verfestigten Elastizitätsgrenze. Warum die beiden Werte dann trotzdem verschieden sein können, ist nicht erklärt. Als Elastizitätsgrenze möchte Lester das erste Eintreten einzelner, als Streckgrenze das zahlreiche Auftreten auch von ungünstiger liegenden Gleitungen ansehen, die im zweiten Fall auch mit Kornzertrümmerung verbunden sind. Zum Schluß wird eine ausführlichere Arbeit angekündigt, in der sich gegebenenfalls die hier geäußerten Ansichten noch erheblich ändern können.

F. Stäblein.

## Aus Fachvereinen.

### Gesellschaft Deutscher Metallhütten- und Bergleute.

Die diesjährige Hauptversammlung der Gesellschaft Deutscher Metallhütten- und Bergleute fand in den Tagen vom 27. bis 30. Juni 1925 in Köln unter dem Vorsitz von Geheimrat Professor Dr.-Ing. e. h. C. Schiffner, Freiberg, statt.

Aus dem in der Hauptversammlung erstatteten Geschäftsbericht ist zu entnehmen, daß die Gesellschaft mit jetzt etwa 1250 Mitgliedern nahezu alle deutschen Fachgenossen des Metallergbaues und des Metallhüttenwesens in sich vereinigt. Die Fachausschüsse haben im Berichtsjahre eine lebhaftige Tätigkeit entfaltet. Der

<sup>1)</sup> Army Ordnance 5 (1924), S. 455/8.

<sup>2)</sup> F. Wever und P. Rütten: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 6 (1924), Lief. 1, S. 1/6; F. Wever: Z. Elektrochem. 30 (1924), S. 376/82.

<sup>3)</sup> A. Westgren: J. Iron Steel Inst. 106 (1924), S. 159; zitiert nach <sup>2)</sup>.

Zahlentafel 1. Kennzeichnung der Steinkohlen- und Braunkohlen-Generatorgase.

|                      | 1 m <sup>3</sup>                 |                  |                               | 1 kg                     |                                  |                  |                               |                          |
|----------------------|----------------------------------|------------------|-------------------------------|--------------------------|----------------------------------|------------------|-------------------------------|--------------------------|
|                      | Einheit<br>0° C,<br>760 mm<br>QS | Stein-<br>kohlen | Braun-<br>kohlen-<br>briketts | Roh-<br>braun-<br>kohlen | Einheit<br>0° C,<br>760 mm<br>QS | Stein-<br>kohlen | Braun-<br>kohlen-<br>briketts | Roh-<br>braun-<br>kohlen |
| Unterer Heizwert     | WE/m <sup>3</sup>                | 1250             | 1490                          | 1084                     | WE/kg                            | 1084             | 1332                          | 918                      |
| Teergehalt . . .     | g/m <sup>3</sup>                 | 13               | 20                            | 13                       | g/kg                             | 11,3             | 17,9                          | 11,0                     |
| Heizwert des Teers   | WE/m <sup>3</sup>                | 117              | 180                           | 117                      | WE/kg                            | 102              | 161                           | 102                      |
| Wassergehalt . .     | g/m <sup>3</sup>                 | 55               | 110                           | 390                      | g/kg                             | 47,8             | 98,4                          | 330                      |
|                      | trocken                          |                  |                               |                          | trocken                          |                  |                               |                          |
| Temperaturen in ° C  |                                  |                  |                               |                          |                                  |                  |                               |                          |
| am Gaserzeuger . . . |                                  | 700              | 400                           | 140                      |                                  |                  |                               |                          |
| am Ofen . . . . .    |                                  | 450              | 300                           | 120                      |                                  |                  |                               |                          |
| Abfall . . . . .     |                                  | 250              | 100                           | 20                       |                                  |                  |                               |                          |

hütte“, S. 218, und in den Zahlentafeln 1 und 2 aufgeführten Werte errechnet wurden. In Abb. 1 sind die Braunkohlen- und Steinkohlen-Bezugskurven<sup>2)</sup> in ihrer Abhängigkeit von der Temperatur, mit der die Gase in den Ofen eintreten, gegenübergestellt worden. Hiernach verhalten sich die Wertigkeiten der Rohbraunkohlen-, Steinkohlen- und Braunkohlengeneratorgase bei 0° wie 1 : 1,15 : 1,05 und beim Taupunkte wie

1 : 1,26 : 1,34. Das kalte Brikettgas entspricht einem heißen Brikettgas von 160° und einem heißen Steinkohlengas von 385°, während das kalte Rohbraunkohlengas dem Steinkohlengas, das mit dem Taupunkt (38°) in den Ofen geht, wenig nachsteht.

Chemikerfachausschuß hat die Arbeiten zu dem 2. Teil seiner „Mitteilungen“ abgeschlossen, die die Richtlinien für die Probenahme von Metallen und metallischen Rückständen sowie die Untersuchungsverfahren für Zink, Nickel, Kobalt, Wismut, Kadmium, Magnesium, Antimon, Korund und Karborund bringen werden. Der Fachausschuß für Erzaufbereitung hat seine Arbeiten erfolgreich fortgesetzt. Der geophysikalische Ausschuß will durch seine Arbeiten Klarheit über die Bedeutung der verschiedenen geophysikalischen Untersuchungsverfahren bringen.

In Anerkennung seiner großen Verdienste um die Gesellschaft Deutscher Metallhütten- und Bergleute wurde Direktor Dr.-Ing. e. h., Dr. rer. pol. h. c. Kurt Sorge, Berlin, zum Ehrenmitglied ernannt. Die Georg-Agricola-Denk Münze, die für hervorragende Leistungen auf dem Gebiete des Metallhütten- oder Bergwesens verliehen wird, wurde dem hochverdienten Vorsitzenden der Gesellschaft, Geheimrat Professor Dr.-Ing. e. h. C. Schiffner, überreicht, der in diesem Jahre aus seinem Amte als Vorsitzender satzungsgemäß ausscheidet.

Die wissenschaftlichen Verhandlungen wurden am 27. Juni eingeleitet durch eine wärmetechnische Tagung, auf der u. a. folgende Vorträge gehalten wurden.

Oberingenieur Dr.-Ing. Herm. Becker, Köln, sprach über

**Die Erzeugung und Bewertung der auf rheinischen Hütten verwendeten heißen und kalten Braunkohlengeneratorgase.**

Während beim Heißgeneratorgas die fühlbare Wärme, Teernebel und Feuchtigkeit in den Ofen eingeführt werden, ist das Kaltgeneratorgas durch besondere Verfahren von Teer und Wasser befreit worden. Bei der Vergasung von Briketts werden 3,2 bis 2,2 % und bei Rohbraunkohlen 1,7 bis 1,0 % Teer gewonnen. Der Gesamtkraftbedarf für je 1 t Braunkohlenbriketts bewegt sich zwischen 65 und 14,2 kWst und bei Rohbraunkohlenvergasung zwischen 22,2 und 11,0 kWst. Im Kölner Gebiet erzeugen jährlich 18 Firmen 5900 t marktfähigen Teer; 8 Firmen (mit rd. 800 t jährlicher Erzeugung) haben ihre nicht wirtschaftlich arbeitenden Teergewinnungsanlagen wieder ausgebaut, und 8 weitere Firmen bauen zur Zeit neue Anlagen, in denen rd. 2000 t Teer anfallen werden.

Die Bewertung der Heiß- und Kaltgase kann mittels der sogenannten Bezugswahlen<sup>1)</sup>, d. i. der Quotient  $\frac{\text{eingeführte Wärme}}{\text{Abgase}}$ , erfolgen, die auf Grund der in der „Eisen-

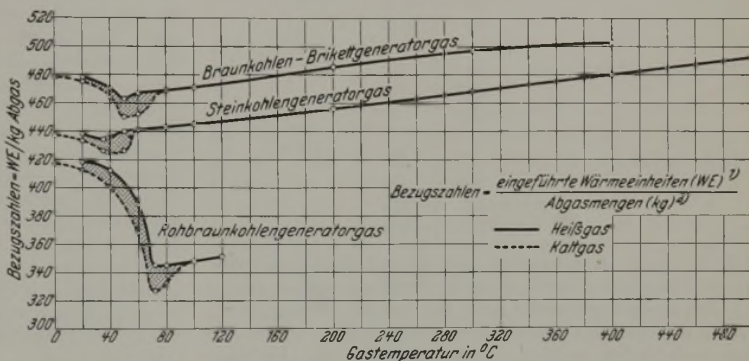


Abbildung 1. Bezugskurven von heißen und kalten Braunkohlen- und Steinkohlengeneratorgasen.

1. WE = unterer Heizwert von 1 kg trockenem Gas + fühlbare Wärme einschl. Wasserdampf + Heizwert des Teers.
2. Wasserdampf der Abgase in Luftmenge gleicher Wärmekapazität umgerechnet

In Zahlentafel 3 sind eine Reihe praktischer Beispiele angegeben, aus denen die Gastemperaturen am Gaserzeuger und am Ofen zu ersehen sind. Werk 1 a verwendet ein Steinkohlengas, das mit 730° aus dem Gaserzeuger tritt und mit 400° in den Ofen geht. Die Bezugswahl für Steinkohlengas von 730° ist 522 WE/kg, die von 400° ist 480 WE/kg, so daß der Unterschied 42 WE/kg beträgt. Durch die Gasabkühlung findet also eine Verschlechterung der Bezugswahl um 8 % statt. Bei demselben Werk wurden nach der Umstellung auf Briketts (1 b) Gastemperaturen von 505 bzw. 220°, also ein Unterschied von 285° (demnach 45° weniger) festgestellt, entsprechend einer Bezugswahl von 504 bzw. 483, also 21 WE/kg bzw. 4,2 % Unterschied.

Beim Brikettgas liegt die Austrittstemperatur am Gaserzeuger zwischen 550 und 300°, die Temperatur beim Eintritt in den Ofen zwischen 285 und 35°. Die Unterschiede hinsichtlich der Bezugswahlen sind also beträchtlich. Beim Werk 7 a geht das Gas mit dem Taupunkt in den Ofen; beim Werk 8 b liegt die Gastemperatur am Ofen weit unter dem Taupunkt, so daß fast das gesamte Wasser ausgeschieden und der Teer zum größten Teil noch vorhanden ist. Die Bezugswahl ist in diesem Falle gleich der des kalten Gases. Es sei darauf hingewiesen, daß der Fall, in dem ein Heißgas weit unter dem Taupunkt in den Ofen tritt, selten vorkommt. Meist sind die Verhältnisse nicht so günstig,

<sup>2)</sup> Bei der Errechnung der Bezugswahlen ist der Wasserdampfgehalt der Abgase auf eine Luftmenge gleicher Wärmekapazität umgerechnet und den Abgasen zugezählt worden. Damit wird der höheren spezifischen Wärme des Wasserdampfes gegenüber den anderen Abgasbestandteilen Rechnung getragen (s. „Eisenhütte“, 2. Aufl., S. 235), was bei einem Vergleich sowohl zwischen Heißgas und Kaltgas desselben Brennstoffes als auch der Gase aus verschiedenen Brennstoffen untereinander notwendig ist. Die höheren Bezugswahlen der Tafeln 12 und 13 der „Eisenhütte“ sind jedoch nur bei der tatsächlichen Abgasmenge zu verstehen.

<sup>1)</sup> Dr.-Ing. Hugo Bansen: Errechnung der Arbeitstemperaturen in metallurgischen Ofen. St. u. E. 42 (1922), S. 245, 291, 370, 423.

Zahlentafel 2. Teergehalt in den Generatorgasen bei verschiedenen Temperaturen.

a) Untersuchungsergebnisse auf einem rheinischen Stahlwerk.

| Meßstelle       | Teermenge in 1 m <sup>3</sup> Gas<br>g | Stanb in 1 m <sup>3</sup> Gas<br>g | Temperatur des Gases<br>° C | Entfernung vom Gaserzeuger<br>m |
|-----------------|--|------------------------------------|-----------------------------|---------------------------------|
| Am Gaserzeuger  | 19                                     | 2                                  | 300                         | —                               |
| Vor dem Ofen I  | 17                                     | 1                                  | 55                          | 40                              |
| Vor dem Ofen VI | 10                                     | 0,4                                | 35                          | 200                             |

b) Teergehalt bei niedrigen Gastemperaturen.

|                       | Heißgas |                  | Kaltgas |                  |
|-----------------------|---------|------------------|---------|------------------|
|                       | ° C     | g/m <sup>3</sup> | ° C     | g/m <sup>3</sup> |
| Steinkohle . . . . .  | 50      | 13               | 50      | 0                |
|                       | 35      | 6,5              | —       | —                |
|                       | 20      | 3,2              | —       | —                |
| Braunkohlenbriketts.  | 60      | 20               | 60      | 0                |
|                       | 40      | 10               | —       | —                |
|                       | 20      | 5                | —       | —                |
| Rohbraunkohle . . . . | 80      | 13               | 80      | 0                |
|                       | 60      | 13               | —       | —                |
|                       | 40      | 6,5              | —       | —                |
|                       | 20      | 3,2              | —       | —                |

daß die große Kondensationswärme des Wasserdampfes durch Luftkühlung der Leitungen vernichtet werden kann.

Bei Brikettvergasung muß, wie aus der Bezugskurve erhellt und wie die Gaskostenberechnung sagt, von Fall zu Fall entschieden werden, ob mit Kaltgas oder Heißgas wärmetechnisch und geldlich wirtschaftlicher gearbeitet wird.

Außer dem unmittelbaren Gewinn aus der Teererzeugung bringt die Verwendung von Kaltgas einen mittelbaren durch die Reinhaltung der Leitung, des Herdes und des Arbeitsgutes sowie durch die Vorteile des Gasmessens und -einstellens. Eine Anlage mit einem großen Ofen oder mehreren umfangreichen Oefen mit großem Gasverbrauch, die sich unmittelbar an die Gaserzeuger anschließen, wird man mit Heißgas betreiben. Solche Oefen sind vor allem die Stahlschmelzöfen, Glasschmelzöfen, die Kammeröfen der feuerfesten Steinindustrie. Man muß in diesen Anlagen dafür Sorge tragen, daß die Isolierung, die bei der Fortleitung des Dampfes eine so große Rolle spielt, auch in der Heißgasleitung einwandfrei ausgeführt ist.

Bei der Rohbraunkohlenvergasung, bei der, wie die Bezugskurve bekundet, nur die Verwendung des Kaltgases in Betracht kommt, entscheidet also die Gaskostenberechnung allein, bei der infolge der kleinen Gasausbeute und der geringen Bezugszahl der Rohkohle diese im Vergleich zu Briketts im Verhältnis von 2,4 : 1 gesetzt werden muß.

Dipl.-Ing. H. Jordan von der Wärmestelle Düsseldorf des Vereins deutscher Eisenhüttenleute hielt einen Vortrag über

**Selbstkosten der Dampf- und Stromerzeugung auf Hüttenwerken.**

Die Forderung, die in den letzten Jahren in gut geleiteten Betrieben geübt, vorwiegend wärmewirtschaft-

liche Betriebsüberwachung immer mehr zu einer betriebswirtschaftlichen Kontrolle auszugestalten, erhebt sich heute allgemein. Es trifft keineswegs zu, daß die Wärmewirtschaft mit sinkendem Kohlenpreis an Bedeutung verliert, vielmehr erschließen ihre Untersuchungen häufig auch Betriebsmängel anderer Art und führen so mittelbar zu einer Hebung des gesamten Betriebswirkungsgrades, der letzten Endes seinen Ausdruck in den Betriebskosten findet. Die Wärmewirtschaft erhält unter diesem Gesichtspunkt der Selbstkostenrechnung eine neue, umfassendere Bedeutung. Der Vortragende wies dies an dem Beispiel der industriellen Dampf- und Stromerzeugung nach, bei der nach vorsichtiger Schätzung allein in den Kesselbetrieben Deutschlands noch 300 Mill. *M* jährlich durch wärmewirtschaftliche Verbesserungen erspart werden könnten.

Den wichtigsten Faktor bei der Dampferzeugung bildet naturgemäß der Brennstoffanteil, und zwar beträgt er 70 bis 85 % der gesamten Dampfkosten. Wesentlich ist dabei der Begriff des „Wärmepreises“, d. i. der Preis, der für 10<sup>6</sup> WE frei Kesselhaus-Bunker gezahlt werden muß. Es zeigt sich, daß geringwertige Brennstoffe in ihrer Wettbewerbsfähigkeit gegenüber hochwertiger Steinkohle sehr empfindlich in bezug auf Preissteigerungen sind, daß z. B. bei Braunkohle bereits eine geringe Erhöhung des Tonnenpreises eine erhebliche Steigerung des Wärmepreises bedeutet, wodurch gleichzeitig hochwertige Brennstoffe in stärkerem Maße wettbewerbsfähig werden. Dies wird besonders deutlich, wenn man die Frachtlage des Verbrauchsortes berücksichtigt. Hier tritt nicht selten der Fall ein, daß der Frachtanteil im Wärmepreis den Zechenpreisanteil übertrifft. Wo dies der Fall ist, ist die Anfuhr derartiger Brennstoffe nicht nur privatwirtschaftlich ungünstig, sondern auch volkswirtschaftlich von Nachteil, da die Verkehrsmittel der Eisenbahn zum Nutzen der Volkswirtschaft in erster Linie hochwertigen Gütern vorbehalten bleiben sollten. Unter diesem Gesichtspunkt

Zahlentafel 3. Gastemperaturen am Gaserzeuger und Ofen.

| Werk Nr.                       | Gastemperatur am Gaserzeuger ° C | Gastemperatur am Ofen ° C | Temperaturabfall ° C | Länge der Leitung m | Art der Gasleitung                                      |
|--------------------------------|----------------------------------|---------------------------|----------------------|---------------------|---|
| <b>1. Steinkohle.</b>          |                                  |                           |                      |                     |   |
| 1 a                            | 730                              | 400                       | 330                  | 40                  | a) Heißgas  |
| 2                              | 600                              | 320                       | 280                  | 45                  | gemauerter Kanal (unterirdisch)                         |
| <b>b) Kaltgas</b>              |                                  |                           |                      |                     |   |
| 3 a                            | 660                              | 30                        | 630                  | —                   | gemauerter Kanal (oberirdisch) und unausgemauertes Rohr |
| <b>2. Braunkohlenbriketts.</b> |                                  |                           |                      |                     |   |
| 1 b                            | 505                              | 220                       | 285                  | 40                  | Heißgas   |
| 4                              | 390                              | 285                       | 105                  | —                   | gemauerter Kanal (unterirdisch)                         |
| 5                              | 420                              | 250                       | 170                  | —                   | gemauerte Rohrleitung (oberirdisch)                     |
| 6                              | 415                              | 51                        | 364                  | —                   | „ „ „   |
| 7 a                            | 400                              | 50                        | 350                  | 240                 | „ „ „   |
| 7 b                            | 400                              | 210                       | 190                  | 150                 | „ „ „   |
| 8 a                            | 300                              | 55                        | 245                  | 40                  | „ „ „   |
| 8 b                            | 300                              | 35                        | 265                  | 200                 | „ „ „   |
| 9                              | 550                              | 240                       | 310                  | —                   | „ „ „   |

wäre eine Staffelung des Frachttarifes für Brennstoffe in dem Sinne erwünscht, daß zwangsläufig geringwertige Kohle auf oder in der Nähe der Zechen verfeuert würde, während man lediglich hochwertigen Brennstoffen durch entsprechend billige Frachttarife einen größeren Absatzkreis eröffnen sollte.

Von den übrigen Kostenanteilen im Kesselbetrieb spielen die Löhne insofern eine besondere Rolle, als sie im wesentlichen feste Kosten sind und, auf die Einheit bezogen, bei schlechter Ausnutzung der Kesselanlage nicht unwesentlich ansteigen können.

Die Betriebskosten für die Erzeugung von 1 t Dampf in kohlegefeuerten Kesseln liegen heute im allgemeinen

zwischen 3,50 und 5  $\mathcal{M}$  je t, wobei je nach Ausnutzung der Anlage bei einem Zinsfuß von 10 % noch 35 bis 60 Pf. an Kapitaldienst (Abschreibung und Verzinsung) hinzukommen.

Der Einfluß des Ausnutzungsfaktors tritt noch stärker in die Erscheinung bei den Selbstkosten der Stromerzeugung, da hier der Anteil der festen Kosten aus verschiedenen Gründen noch mehr ins Gewicht fällt (höhere Anlagekosten, Leerlauf, Betriebsreservefaktor usw.). Außerdem ist die Größe der Maschinensätze dabei von ausschlaggebender Bedeutung. Während in gut belasteten Turbolenzentralen mit Einheiten von etwa 500 kVA die kWst für 2,5 bis 3,5 Pf. einschließlich Kapitaldienst erzeugt werden kann, steigen die Selbstkosten in kleineren, schlecht ausgenutzten Kraftanlagen nicht selten auf das 4- bis 5fache dieses Satzes, besonders auf Grund des vergleichsweise hohen Kapitaldienstes, der beim Vergleich der Stromkosten in derartig schlecht ausgenutzten Kraftanlagen mit dem Bezugspreis für Fremdstrom häufig fälschlicherweise unberücksichtigt bleibt.

Vom wirtschaftlichen Standpunkt bietet die weitgehende Verwendung der Abhitze zur Dampferzeugung, zumal in durchgehend arbeitenden Hüttenbetrieben, naturgemäß Aussicht auf beträchtliche Verbilligung. Bei derartigen Anlagen bildet der Kapitaldienst den Hauptkostenanteil. Da jedoch nach den heutigen Verhältnissen den Anlagekosten von 350 bis 400  $\mathcal{M}$  je m<sup>2</sup> Stochkesselheizfläche ein Anlagepreis von 120  $\mathcal{M}$  je m<sup>2</sup> Abhitzeheizfläche gegenübersteht, sind derartige Abhitzekesselanlagen meist in weniger als zwei Jahren abgeschlossen.

Unter Hinweis auf die trotz ihrer 60 % höheren Anlagekosten aussichtsreiche Kesselkohlenstaubeuerung schließt der Vortragende mit der Hervorhebung der Bedeutung einer regelmäßigen Selbstkostenzusammenstellung zum Zwecke der Betriebsüberwachung. Derartige Aufstellungen geben dem Betriebsleiter ein klares Bild der Arbeitsweise seines Betriebes, führen zwangsläufig zur Behebung derjenigen Mängel, deren Beseitigung wirtschaftlich den größten Erfolg verspricht, und geben bei der Beurteilung technischer Neuerungen vielfach eine zuverlässigere Grundlage ab, als es bei der rein wärmewirtschaftlichen Betrachtungsweise solcher Dinge der Fall ist.

Von den in der eigentlichen Hauptversammlung am 28. Juni gehaltenen Vorträgen waren folgende auch für Eisenhüttenleute von Bedeutung.

Professor Dr. Philipp, Köln, bot eine

#### Übersicht über die rheinischen Erzlagerstätten.

Anknüpfend an die alten Beziehungen zwischen Bergbau und Geologie gab der Vortragende einen kurzen Ueberblick über die geologischen Verhältnisse der rheinischen Erzlagerstätten, die sich vor allen anderen deutschen durch ihre außerordentliche Mannigfaltigkeit, sowohl in bezug auf die Art der Erze als auch auf die Form und die Entstehung der Lagerstätten, auszeichnen. An Hand einer geologischen Karte und von Einzelskizzen wurden die wichtigsten dieser Lagerstätten besprochen: An die im Devon aufsetzenden Blei-Zink-Erzgänge des Bergischen Landes schließen sich die Erzgänge des Emsergebietes, von Ramsbeck und des Velberter Sattels sowie auf der linken Rheinseite die entsprechenden Vorkommnisse an der Mosel und in der Eifel (Zell, Rehscheid, Bleialf u. a.). Genetisch mit ihnen verknüpft, wenn auch von wesentlich anderer Ausbildung, sind die altherühmten, auf deutscher Seite leider jetzt aufgelassenen metasomatischen Blei-Zink-Erzlagerstätten der Aachener Gegend (Stolberg und Altenberg), denen sich die Vorkommen von Iserlohn und Schwelm auf der rechten Rheinseite in genetischer Hinsicht anschließen. Einer völlig anderen Art gehören die Commern-Mechernicher Bleierzlagerstätten an, eine Imprägnationslagerstätte, bei der das Erz als sogenannte Knotten, fein verteilt in den sandigen und konglomeratischen Schichten des Buntsandsteins, auftritt.

Räumlich eng mit den rechtsrheinischen Blei-Zink-Erzgängen verbunden ist der Siegerländer Spateisensteinbezirk. Stellen die dort schwarmartig auftretenden Vorkommen echte Gänge dar, so handelt es sich bei den

Roteisenstein-Lagerstätten des Dill- und Lahngebietes vorwiegend um Lager, die an der Grenze des mitteldevonischen Schalsteines gegen das Oberdevon ausgeschieden sind. Gleichfalls als echtes Lager ist die hochinteressante Megener Lagerstätte aufzufassen, wo derber Schwefelkies in höchst eigenartigem Verbande mit Schwerspat muldenförmig mit dem Mitteldevon eingefaltet ist.

Im Gegensatz zu den vorgenannten Gängen und Lagern sind die Brauneisen- und Manganzlager (Taunus, Lahngebiet, Soonwald, Bergisches Land u. a.), die meist an die Oberfläche des devonischen Massenkalks gebunden sind, als tertiäre Verwitterungslagerstätten aufzufassen.

Professor Dr. H. Schneiderhöhn, Aachen, sprach über

#### Die Bildungsgesetze eruptiver Lagerstätten und Zusammenhänge zwischen den Eruptivgesteinsprovinzen und Metallprovinzen der Erde.

Zwischen den geologischen und physikalisch-chemischen Vorgängen der Eruptivgesteinsbildung einerseits und den Entstehungsvorgängen eruptiver Lagerstätten andererseits bestehen enge Zusammenhänge. Sie sind nicht nur im örtlichen Erzbezirk zu verfolgen, sondern auch in der geographischen Verteilung gewisser Lagerstätten und der großen magmatischen und tektonischen Einheiten der Erde. Der Vortragende behandelte in großen Zügen die Bildungsgesetze der eruptiven Lagerstätten, wie sie sich in erster Annäherung besonders nach den grundlegenden Untersuchungen des Schweizer Mineralogen P. Niggli zu erkennen geben. Ihr Abbild sind die einzelnen genetischen Lagerstättengruppen, die sich überall in einer bestimmten Altersfolge zeitlich nacheinander gebildet haben. Sie kommen auf den Erzlagerstätten teils räumlich nebeneinander vor („Teufenunterschiede“ des Bergmanns), teils bilden sie auf einer und derselben Lagerstätte verschiedene Generationen. Daraus ergibt sich eine natürliche genetische Systematik der eruptiven Lagerstätte, die in Uebersichtstafeln gezeigt wurde.

Der zweite Teil des Vortrages behandelte kurz einige Zusammenhänge zwischen den Eruptivgesteinsprovinzen der Erde und den zugehörigen Metallprovinzen und Lagerstättenprovinzen. Sie ergeben sich zwangsläufig aus den Bildungsgesetzen und werden überall auf der Erde beobachtet. Ihre genauere Erforschung ist erst im Anfang begriffen; es gehört hierzu nicht nur die genauere Entzifferung der Bildungsgesetze der Einzelminerale und der Gesteine, sondern auch die genaue zeitliche und räumliche Kenntnis der vulkanischen und tektonischen Vorgänge in der Erdrinde und die gegenseitige Verknüpfung all dieser Einzelercheinungen. Dies ist die wichtigste Aufgabe der vergleichenden Lagerstättenkunde; sie fördert die wissenschaftliche Erkenntnis der Erzlagerstätten und bildet damit die unmittelbare Grundlage zur praktischen Ausnutzung unserer Bodenschätze.

Die Tagung fand ihren Abschluß durch die Besichtigung einer Reihe von industriellen Werken im Kölner Bezirk am 29. Juni.

## Patentbericht.

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

(Patentblatt Nr. 25 vom 25. Juni 1925.)

Kl. 7 a, Gr. 15, D 44 678. Walzenantriebsspindel. Deutsche Maschinenfabrik, A.-G., Duisburg.

Kl. 7 a, Gr. 17, D 46 869. Vorrichtung zum seitlichen Ableiten von auf einem Rollgang vorbewegten Werkstücken. Deutsche Maschinenfabrik, A.-G., Duisburg.

Kl. 7 b, Gr. 7, B 112 665. Schweißverfahren für Rohre und andere Hohlkörper. Carl Benz, Düsseldorf, Achenbachstr. 137.

Kl. 7 b, Gr. 8, J 23 903. Vorrichtung zur Herstellung von Längsnaht-Rohren. Dr.-Ing. H. Junkers, Aachen-Frankenburg, Bismarckstr. 68.

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

Kl. 7 b, Gr. 11, S 68 427. Verfahren zur Herstellung von Doppelrohren für Wärmeaustauschzwecke. Dr.-Ing. Siller & Rodenkirchen, G. m. b. H., Rodenkirchen a. Rh.

Kl. 10 a, Gr. 17, R 59 937. Trockenkühlung von Koks bei gleichzeitiger Klassierung. Heinrich Koppers, Essen.

Kl. 12 e, Gr. 2, T 28 647. Verfahren und Vorrichtung zum Betrieb von Gasreinigungsanlagen, insbesondere von elektrischen Staubniederschlagsanlagen. Hubert Thein, Kaiserslautern, Museumplatz 2.

Kl. 18 b, Gr. 19, D 46 926; Zus. z. Anm. D 45 965. Vorrichtung zur Herstellung von Konverterböden durch Rütteln. Svend Dyhr, Charlottenburg, Knesebeckstr. 72/73.

Kl. 18 b, Gr. 20, H 99 110. Werkzeug zur Führung und Formung von Walzgut. Stahlwerk Hones, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 21 h, Gr. 11, A 42 223. Selbsttätige Regulier- vorrichtung für elektrische Oefen. Aktiengesellschaft Brown, Boveri & Cie., Baden (Schweiz).

Kl. 21 h, Gr. 11, D 45 212. Aus teleskopartig ineinandergeschobenen und gegeneinander abgedichteten zylindrischen Hohlkörpern bestehende Vorrichtung zum Abdichten der Elektroden von Elektroschmelzöfen. Deutsche Maschinenfabrik, A.-G., Duisburg.

Kl. 31 a, Gr. 1, K 89 723. Kuppelofen mit Schlackenabscheider. Dr. Otto Kippe, Osnabrück, Bohmterstr. 53.

Kl. 31 b, Gr. 10, Z 14 479. Elektrisch angetriebene Sandschleudervorrichtung mit verstellbarem Schleuderrad. Wilhelm Ziegler, Frankfurt a. M., Rödelheim.

Kl. 31 c, Gr. 18, A 42 238. Aus konzentrischen Röhren bestehende Schleudergußform. Fernando Arens, Sao Paulo (Brasilien).

Kl. 31 c, Gr. 26, H 96 400. Vorrichtung zur Bildung eines Rußüberzuges auf Gießformen bei Gießmaschinen. Karl Holley, Detroit, V. St. A.

Kl. 31 c, Gr. 26, R 61 043. Gießvorrichtung mit absatzweise gedrehtem Formentisch. Dipl.-Ing. Willibald Raym, Deuz i. W.

Kl. 31 c, Gr. 27, G 61 764. Gießpfannenstopfen. Prosper Guillaume, Saint-Leger, Belgien.

Kl. 40 a, Gr. 2, Sch 69 568. Vorrichtung zum Rosten und Sintern von Erzen. Schwäbische Hüttenwerke, G. m. b. H., und Dr. Max Weigelin, Stuttgart, Büchsenstr. 62.

Kl. 40 a, Gr. 12, C 34 153. Reduktion von Erzen, Oxyden u. dgl. durch in das Gut eingeleiteten Kohlenwasserstoff. Henry Edwin Coley, London.

Kl. 49 f, Gr. 8, W 62 542. Vorrichtung zum Biegen und Schneiden von Betoneisen. Anton Wagenbach, Elberfeld, Bachstr. 67.

Kl. 80 a, Gr. 46, J 21 701. Rüttelmaschine zur Formung von Körpern. Peter Burd Jagger, London.

Kl. 80 c, Gr. 14, P 47 669. Verfahren zum Brennen von Zement u. dgl. in einem Drehofen. G. Polysius, Eisengießerei und Maschinenfabrik, Dessau.

## Deutsche Gebrauchsmustereintragungen.

(Patentblatt Nr. 25 vom 25. Juni 1925.)

Kl. 1 b, Nr. 913 916. Elektromagnetischer Eisenausscheider. Franz Meisner, Buchholz (Bez. Düsseldorf), und August Osmer, Duisburg, Feldstr. 30.

Kl. 7 b, Nr. 914 274. Feindrahtziehmaschine mit zwei Transportwalzen. Johann Konrad Loroesch, Adam Loroesch und Otto Loroesch, Hanau a. M.

Kl. 20 c, Nr. 914 277. Kübelwagen. Fried. Krupp, A.-G., Essen a. d. Ruhr.

Kl. 21 h, Nr. 914 123. Abdichtung der durch das Ofengewölbe hindurchtretenden heb- und senkbaren Elektroden. Deutsche Maschinenfabrik, A.-G., Duisburg.

Kl. 31 b, Nr. 914 297. Elektrischer Antrieb für Sandschleudermaschinen. Zieglerwerk, Wilhelm Ziegler, Frankfurt a. M.-Rödelheim.

Kl. 31 c, Nr. 913 802. Trockenanlage für Gießereikerne. Dr. Curt Müller, Nowawes.

Kl. 49 b, Nr. 913 956. Scherenkörper für Blechscheren. Deutsche Werke, A.-G., Berlin-Wilmersdorf.

Kl. 49 g, Nr. 913 958. Preßstempel zum Pressen der Hülsen und Stößel für die Puffer von Eisenbahnfahrzeugen.

Gelsenkirchener Gußstahl- und Eisenwerke, A.-G., Abt. Hagener Gußstahlwerke, und L. Böhlhoff, Elberfelder Str. 35, Hagen i. W.

## Deutsche Reichspatente.

Kl. 24 e, Gr. 10, Nr. 403 886, vom 20. August 1922. Wilhelm Oefverberg in Mainz. *Vorrichtung zur Heißwassererzeugung für Dampfkesselspeisung unter Ausnutzung der Kühlwärme von Gaserzeugern.*

Ein besonders warmes Nutzwasser wird dadurch gewonnen, daß Kühlwasser durch als Rohre ausgebildete Versteifungsanker der Gaserzeuger geführt und dann den Heißwasserverbrauchsstellen, wie Generatorenberieselung oder Dampfkesseln, zugeleitet wird. Vorteilhaft ist es, einen im kalten Verfahren arbeitenden Kühlwasserreiner den Rohrankern vorzuschalten. Die Einrichtung ermöglicht eine erhebliche Brennstoffersparnis bei den Generatoren und Dampfkesseln.

Kl. 24 i, Gr. 1, Nr. 407 499, vom 25. Januar 1924. Askania-Werke, A.-G., vormals Centralwerkstatt-Dessau, und Carl Bamberg-Friedenau in Berlin-Friedenau. *Einrichtung zur Steuerung von Verbrennungsvorgängen durch Verbrennung der unverbrannten Teile und die dadurch hervorgerufenen Längenänderungen eines Ausdehnungskörpers.*

Durch einen Draht aus Platin, Palladium o. dgl. oder einen mit einem derartigen Metall überzogenen Draht als Ausdehnungskörper wird eine Kontaktverbrennung der brennbaren Bestandteile der Abgase hervorgerufen, wobei sich der Draht erhitzt und seine Längenänderung zur Vornahme der dann erforderlichen Regelung des Verbrennungsvorganges verwendet wird. Diese Vorrichtung ist immer da geeignet, wo eine Verbrennung von festen, flüssigen oder gasförmigen Brennstoffen stattfindet zur Regelung der Brennstoff- oder Verbrennungsluftzufuhr entsprechend der Abgasbeschaffenheit.

Kl. 10 a, Gr. 18, Nr. 407 624, vom 23. August 1922. Zusatz zum Patent 371 043. Minerals Separation Limited in London. *Erhöhung der Backfähigkeit schlecht backender Kohlen beim Verkoken.*

Es wurde festgestellt, daß gewisse Kohlenarten in fein verteiltem Zustande ihre Backfähigkeit deshalb verlieren, weil während der Erhitzung zum Zweck des Verkokens in den Zwischenräumen zwischen den Teilchen Luft vorhanden ist. Zur Austreibung adsorbierter Luft werden deshalb nach Patent 371 043 und 390 656 in Wasser in der Schwebe gehaltene Teilchen von nicht backender Kohle mit dem flüssigen oder verflüssigten Bindemittel, gegebenenfalls unter Zusatz einer mineralischen Säure, heftig gerührt, die geflochtenen Massen vom Wasser getrennt und zu Brikketten geformt, worauf die Brikkette verkocht werden.

Kl. 24 c, Gr. 10, Nr. 408 888, vom 24. April 1923. Heinrich Rüping in Essen-Bergeborbeck. *Vorrichtung zur selbsttätigen Regelung der Luftzuführung bei Gasbrennern in Abhängigkeit vom Heizwert des Brenngases.*

An die Gasleitung wird ein Hilfsbrenner angeschlossen und mittels der von diesem erzeugten Wärme die Regelvorrichtung der Luftzuführungsleitung beeinflusst.

Kl. 10 a, Gr. 10, Nr. 409 341, vom 18. August 1922. Hermann Röchling und Dipl.-Ing. Wilhelm Rodenhäuser in Völklingen, Saar. *Herstellung von Koks für metallurgische Zwecke unter Benutzung des elektrischen Stromes.*

Der elektrische Strom wird unmittelbar durch die zu verkokende Kohle hindurchgeführt, in der Strombahnen aus leitfähigem Kohlenstoff, z. B. aus Kleinkoks, eingebettet sind. Bei fortschreitender Verkokung der Kohle und dadurch bedingter Zunahme der Leitfähigkeit der einzelnen Teile des entstehenden Koksstückens wird nun die Spannung erniedrigt unter gleichzeitiger Einschaltung einer entsprechend erhöhten Stromstärke. Der Wirkungsgrad des Verfahrens wird dadurch wesentlich vergrößert und gleichzeitig auch eine Verkürzung der Verkokungszeit erreicht.

# Statistisches.

## Die Kohlenförderung des Deutschen Reiches im Monat Mai 1925<sup>1)</sup>.

| Oberbergamtsbezirk   | Mai 1925     |             |           |                            |                            | Januar bis Mai 1925 |             |               |                            |                            |
|--|--------------|-------------|-----------|----------------------------|----------------------------|---------------------|-------------|---------------|----------------------------|----------------------------|
|  | Steinkohlen  | Braunkohlen | Koks      | Preßkohlen aus Steinkohlen | Preßkohlen aus Braunkohlen | Steinkohlen         | Braunkohlen | Koks          | Preßkohlen aus Steinkohlen | Preßkohlen aus Braunkohlen |
|  | t            | t           | t         | t                          | t                          | t                   | t           | t             | t                          | t                          |
| Dortmund . . . . .   | 2) 8 118 995 | —           | 1 992 592 | 257 411                    | —                          | 42 258 619          | —           | 9 872 268     | 1 452 178                  | —                          |
| Breslau-Oberschlesien . . . . .  | 956 517      | 710         | 81 378    | 22 651                     | —                          | 4 968 396           | 2 388       | 455 748       | 115 671                    | —                          |
| „ -Niederschlesien . . . . .   | 419 818      | 710 351     | 77 121    | 5 852                      | 144 494                    | 2 296 363           | 3 827 507   | 372 145       | 30 575                     | 783 827                    |
| Ronn (ohne Saargeb.)   | 3) 607 448   | 3 094 392   | 174 043   | 13 731                     | 716 844                    | 3 151 912           | 16 146 479  | 858 564       | 70 840                     | 3 661 701                  |
| Clauenthal . . . . .   | 36 138       | 146 313     | 3 140     | 4 927                      | 12 568                     | 212 674             | 775 587     | 16 476        | 26 179                     | 61 362                     |
| Halle . . . . .  | 4 685        | 4 610 647   | —         | 3 964                      | 1 217 022                  | 22 610              | 25 842 404  | —             | 21 150                     | 6 687 670                  |
| Insgesamt Preußen  |              |             |           |                            |                            |                     |             |               |                            |                            |
| ohne Saargebiet . . . . .  | 10 143 601   | 8 562 413   | 2 328 274 | 308 536                    | 2 090 928                  | 52 910 574          | 46 594 455  | 11 575 201    | 1 716 593                  | 11 194 560                 |
| Vorjahr . . . . .  | 2 563 080    | 8 872 431   | 890 918   | 95 641                     | 2 080 490                  | 40 732 402          | 39 358 753  | 8 266 717     | 1 059 184                  | 8 914 945                  |
| Bayern ohne Saargebiet   | 3 779        | 168 778     | —         | —                          | 11 821                     | 21 558              | 984 373     | —             | —                          | 69 412                     |
| „ Vorjahr . . . . .  | 5 288        | 206 227     | —         | —                          | 12 025                     | 18 783              | 1 057 139   | —             | —                          | 63 995                     |
| Sachsen . . . . .  | 277 540      | 755 684     | 16 854    | 4 794                      | 219 951                    | 1 676 489           | 4 146 924   | 84 349        | 28 771                     | 1 159 433                  |
| „ Vorjahr . . . . .  | 39 069       | 725 473     | 7 934     | 1 012                      | 250 630                    | 1 671 991           | 3 633 666   | 92 483        | 8 077                      | 1 110 533                  |
| Uebrigtes Deutschland . . . . .  | 12 156       | 949 921     | 32 175    | 48 360                     | 324 576                    | 65 359              | 4 998 418   | 6) 161 066    | 275 617                    | 1 229 776                  |
| Insgesamt Deutsches Reich ohne Saargebiet                                | 10 437 076   | 10 436 796  | 2 377 303 | 361 690                    | 2 547 276                  | 54 673 980          | 56 724 170  | 5) 11 820 616 | 5) 2 020 981               | 13 653 181                 |
| Deutsches Reich (jetziger Gebietsumfang ohne Saargebiet): 1924 . . . . . | 2 621 407    | 10 789 321  | 922 857   | 130 173                    | 2 598 234                  | 42 397 564          | 49 271 739  | 8 461 936     | 1 178 504                  | 11 359 589                 |
| Deutsches Reich (jetziger Gebietsumfang ohne Saargebiet): 1913 . . . . . | 11 118 889   | 6 865 438   | 2 460 512 | 440 552                    | 1 710 005                  | 58 084 360          | 35 041 459  | 12 243 418    | 2 266 874                  | 8 576 467                  |
| Deutsches Reich (alter Gebietsumfang): 1913 . . . . .                    | 14 268 674   | 6 865 438   | 2 673 104 | 451 087                    | 1 710 005                  | 77 648 129          | 35 041 459  | 13 333 419    | 2 388 698                  | 8 576 467                  |

1) Nach „Reichsanzeiger“ Nr. 147 vom 26. Juni 1925. 2) Davon entfallen auf das Ruhrgebiet: 8 078 751 t. 3) Davon aus linksrheinischen Zechen: 332 312 t. 4) Davon aus Gruben links der Elbe: 2 469 272 t. 5) Einschließlich der Berichtigungen aus dem Vormonat

### Der deutsche Seeschiffbau.

Nach Angaben von „Lloyds Register“<sup>1)</sup> sind im Jahre 1924 in allen Ländern der Erde zusammen an Fahrzeugen über 100 Br. Reg. t 924 Schiffe mit rd. 2,2 Mill. Br. Reg. t vom Stapel gelaufen, d. h. an Tonnengehalt 37 % mehr als im Vorjahr, jedoch 33 % weniger als 1913. Unter je 100 Br. Reg. t entfielen 76 (im Vorjahr 84) auf Damper, 22 (14) auf Motorschiffe und 2 (2) auf Segelschiffe. An der Spitze stand die Schiffbautätigkeit Großbritanniens mit 1,4 Mill. Br. Reg. t (0,6 Mill. Br. Reg. t im Vorjahr). An zweiter Stelle stand Deutschland (einschließlich der Bauten für fremde Rechnung) mit 175 113 Br. Reg. t (345 062), so daß auf deutsche Werften 7,8 % aller Stapelläufe und 19,2 % aller Stapelläufe von Motorschiffen entfielen. Es folgten sodann die Vereinigten Staaten, Italien und Frankreich. Unter den bedeutenderen Bauländern waren Deutschland, Dänemark und Schweden die einzigen, bei denen die Motorschiffe über die Hälfte der vom Stapel gelaufenen Tonnage auf sich vereinigten; in Schweden betrug die Stapelläufe von Motorschiffen sogar 85 % der Gesamtzahl.

Nach Angaben von Lloyds Register of Shipping umfaßte die deutsche Handelsmarine (nur Fahrzeuge über 100 Br. Reg. t):

|                      |                    |
|----------------------|--------------------|
| Mitte 1921 . . . . . | 717 450 Br. Reg. t |
| „ 1922 . . . . .     | 1 887 408 „        |
| „ 1923 . . . . .     | 2 590 073 „        |
| „ 1924 . . . . .     | 2 953 671 „        |

Die nachstehende Zahlentafel 1<sup>2)</sup> ist nach Mitteilungen der Deutschen Schiffsklassifikationsgesellschaft „Germanischer Lloyd“ aufgestellt, die ihrerseits die Unterlagen von den Werften erhält. Da einige Werften keine Berichte einsenden, ist die Zusammenstellung nicht ganz vollständig. Jedoch dürften die Angaben über die fertiggestellten Seeschiffe dem Raumgehalt nach über 95 % der tatsächlichen Gesamtziffer, der Zahl der Schiffe nach etwas weniger umfassen. Die Angaben über die im Bau befindlichen Schiffe enthalten auch diejenigen in Auftrag ge-

gebenen Fahrzeuge, bei denen es wegen Zurückziehung des Auftrages nicht zur Kiellegung gekommen ist. Ueber Stapelläufe machte der „Germanische Lloyd“ bisher keine Angaben.

Der Auftragsbestand der deutschen Werften an Seeschiffen erreichte seinen bisher größten Umfang im Jahre 1921, an Fertigstellungen wurde 1922 die Höchstzahl der Nachkriegszeit erzielt. Im Jahre 1924 befanden sich insgesamt 637 344 Br. Reg. t in Auftrag, d. h. 11 % weniger als 1923 und nicht ganz zwei Fünftel des Auftragsbestandes von 1921. Zum ersten Male war der Auftragsbestand an Motorschiffen, der sich dem Raumgehalt nach gegenüber dem Vorjahr mehr als verdoppelt hat, größer als der an Dampfschiffen. Die Durchschnittsgröße der im Bau befindlichen Motorschiffe ist von 3567 Br. Reg. t im Vorjahr auf 5173 Br. Reg. t gestiegen, die der Damper dagegen von 2390 auf 1525 gegenüber 3951 Br. Reg. t im Jahre 1913 gesunken.

Die Rückgänge im Auftragsbestand und den Fertigstellungen beruhen allein auf einer Verminderung der Bauten für deutsche Rechnung. Der Auftragsbestand an Dampfmaschinen ist um über die Hälfte gegen 1923 zurückgegangen, an Motorschiffen auf über das 2 1/2fache gestiegen. Der Raumgehalt der auf deutschen Werften fertiggestellten Seeschiffe hat sich gegenüber dem Vorjahre um 48 % mindert. Von je 100 fertiggestellten Br. Reg. t von Seeschiffen deutscher Rechnung entfielen auf Motorschiffe

|                |   |                |   |                |    |
|----------------|---|----------------|---|----------------|----|
| 1913 . . . . . | 4 | 1921 . . . . . | 6 | 1923 . . . . . | 9  |
| 1920 . . . . . | 3 | 1922 . . . . . | 5 | 1924 . . . . . | 32 |

Der Auftragsbestand für fremde Rechnung hat sich dem Tonnengehalt nach um 94 %, die Fertigstellung um 41 % gegen das Vorjahr erhöht. Besonders hat der Auftragsbestand an Motorschiffen und die Fertigstellung von Dampfschiffen zugenommen.

Von den Fertigstellungen insgesamt entfiel seit 1921 ein ständig wachsender Anteil auf die Werften der deutschen Ostsee; im Berichtsjahr jedoch war der Rückgang im Ostseegebiet etwas stärker als im Nordseegebiet.

Auf ausländischen Werften wurden für deutsche Rechnung nur drei Dampfschiffe mit 2064 Br. Reg. t fertiggestellt gegenüber drei Dampfschiffen mit 40 103 Br. Reg. t im Vorjahr.

1) Vgl. St. u. E. 45 (1925), S. 358/9.

2) Siehe Vierteljahrshefte zur Statistik des Deutschen Reichs 34 (1925), I. Heft, S. 94.

Zahlentafel 1. Die im Bau befindlichen Schiffe auf deutschen Werften und auf ausländischen Werften für deutsche Rechnung.

| Gegenstand der Nachweisung                                 | 1924             |                              | 1923             |                              | 1922             |                              | 1921             |                              | 1920             |                              | 1919             |                              |
|--|------------------|------------------------------|------------------|------------------------------|------------------|------------------------------|------------------|------------------------------|------------------|------------------------------|------------------|------------------------------|
|  | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t | Zahl der Schiffe | Brutto-raum-gehalt in Reg. t |
| <b>A. Auf deutschen Werften.</b>                           |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |
| <b>1. Für deutsche Rechnung.</b>                           |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |
| 1. Es befanden sich im Bau (einschl. Bauaufträge)          | 189              | 405 754                      | 278              | 597 404                      | 407              | 1 171 576                    | 1086             | 1 667 027                    | 797              | 1 563 846                    | 1011             | 1 296 812                    |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 109              | 184 394                      | 210              | 508 923                      | 325              | 1 035 037                    | 497              | 1 370 693                    | 427              | 1 429 972                    | 290              | 1 145 686                    |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 47               | 217 725                      | 29               | 81 610                       | 25               | 118 204                      | 109              | 134 247                      | 192              | 72 222                       | 89               | 42 149                       |
| 2. Hiervon wurden fertig-gestellt . . . . .                | 93               | 197 483                      | 147              | 380 774                      | 225              | 598 320                      | 326              | 404 733                      | 284              | 241 199                      | 656              | 423 907                      |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 61               | 131 975                      | 109              | 341 219                      | 190              | 555 037                      | 181              | 341 493                      | 108              | 213 825                      | 131              | 339 983                      |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 14               | 63 654                       | 13               | 34 717                       | 7                | 29 832                       | 53               | 23 113                       | 98               | 7 064                        | 67               | 18 324                       |
| <b>2. Für fremde Rechnung.</b>                             |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |
| 1. Es befanden sich im Bau (einschl. Bauaufträge)          | 81               | 231 590                      | 38               | 119 187                      | 28               | 86 450                       | 62               | 59 372                       | 59               | 141 567                      | 205              | 49 065                       |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 52               | 61 166                       | 21               | 43 205                       | 14               | 22 788                       | 24               | 52 910                       | 42               | 139 127                      | 46               | 30 595                       |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 28               | 170 213                      | 15               | 75 342                       | 9                | 62 561                       | 18               | 1 653                        | 5                | 91                           | 45               | 3 693                        |
| 2. Hiervon wurden fertig-gestellt . . . . .                | 45               | 52 305                       | 15               | 37 024                       | 9                | 26 536                       | 50               | 40 667                       | 40               | 84 723                       | 170              | 34 848                       |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 38               | 30 911                       | 8                | 17 172                       | 6                | 21 128                       | 20               | 37 535                       | 24               | 82 308                       | 40               | 22 690                       |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 6                | 21 183                       | 5                | 19 212                       | 1                | 4 961                        | 18               | 1 653                        | 4                | 66                           | 38               | 3 260                        |
| <b>3. Ueberhaupt.</b>                                      |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |
| 1. Es befanden sich im Bau (einschl. Bauaufträge)          | 270              | 637 344                      | 316              | 716 591                      | 435              | 1 258 026                    | 1148             | 1 726 399                    | 856              | 1 705 413                    | 1216             | 1 345 877                    |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 161              | 245 560                      | 231              | 552 128                      | 339              | 1 057 825                    | 521              | 1 423 603                    | 469              | 1 569 099                    | 336              | 1 176 281                    |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 75               | 387 938                      | 44               | 156 952                      | 34               | 180 765                      | 127              | 135 900                      | 197              | 72 313                       | 134              | 45 842                       |
| 2. Hiervon wurden fertig-gestellt . . . . .                | 138              | 249 788                      | 162              | 417 798                      | 234              | 624 856                      | 376              | 445 400                      | 324              | 325 922                      | 826              | 458 755                      |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 99               | 162 886                      | 117              | 358 391                      | 196              | 576 165                      | 201              | 379 028                      | 132              | 296 133                      | 171              | 362 673                      |
| davon Motorschiffe . . .                                   | 20               | 84 837                       | 18               | 53 929                       | 8                | 34 793                       | 71               | 24 766                       | 102              | 7 130                        | 105              | 21 584                       |
| <b>B. Auf ausländischen Werften für deutsche Rechnung.</b> |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |                  |                              |
| 1. Es befanden sich im Bau (einschl. Bauaufträge)          | 3                | 2 064                        | 3                | 40 103                       | 5                | 49 576                       | 10               | 39 934                       | —                | —                            | 127              | 48 230                       |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 3                | 2 064                        | 3                | 40 103                       | 5                | 49 576                       | 10               | 39 934                       | —                | —                            | 10               | 26 393                       |
| davon Motorschiffe . . .                                   | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | 9                | 773                          |
| 2. Hiervon wurden fertig-gestellt . . . . .                | 3                | 2 064                        | 3                | 40 103                       | 4                | 16 576                       | 7                | 2 564                        | —                | —                            | 99               | 41 863                       |
| davon Dampfschiffe . . .                                   | 3                | 2 064                        | 3                | 40 103                       | 4                | 16 576                       | 7                | 2 564                        | —                | —                            | 8                | 25 203                       |
| davon Motorschiffe . . .                                   | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | —                | —                            | 8                | 708                          |

**Großbritanniens Roheisen- und Stahlerzeugung im Mai 1925<sup>1)</sup>.**

|               | Roheisen 1000 t zu 1000 kg |                 |                 |               |                              | Am Ende des Monats in Betrieb befindliche Hochöfen | Rohstahl und Stahlformguß 1000 t zu 1000 kg |         |          |        |           |          |                       |
|---------------|----------------------------|-----------------|-----------------|---------------|------------------------------|--|---|---------|----------|--------|-----------|----------|-----------------------|
|               | Hämatit                    | Thomas          | Gießerei        | Puddel        | zusammen, einschl. sonstiges |  | Siemens-Martin                              |         | Bessemer | Thomas | sonstiger | zusammen | darunter Stahlformguß |
|               |                            |                 |                 |               |                              |  | sauer                                       | basisch |          |        |           |          |                       |
| Januar . . .  | {1924 214,2<br>1925 196,3  | {220,6<br>164,4 | {144,6<br>159,4 | {35,0<br>31,3 | {646,8<br>583,7              | 190  | 191,0                                       | 461,4   | 34,0     | 8,8    | 9,5       | 705,7    | 12,9                  |
| Februar . . . | {1924 199,5<br>1925 179,4  | {219,3<br>173,8 | {140,0<br>134,5 | {33,7<br>30,7 | {622,5<br>550,6              | 202  | 164,2                                       | 380,5   | 48,5     | 11,3   | 10,3      | 614,8    | 13,5                  |
| März . . .    | {1924 218,2<br>1925 202,6  | {238,9<br>202,8 | {152,6<br>151,3 | {37,1<br>27,9 | {679,3<br>617,6              | 194  | 241,5                                       | 479,3   | 35,9     | 11,4   | 11,8      | 779,9    | 16,3                  |
| April . . .   | {1924 191,4<br>1925 190,4  | {224,9<br>191,5 | {148,1<br>140,4 | {34,2<br>23,6 | {628,3<br>578,9              | 194  | 182,4                                       | 415,6   | 43,0     | 11,9   | 9,8       | 662,7    | 14,2                  |
| Mai . . .     | {1924 198,0<br>1925 172,9  | {243,1<br>203,5 | {151,2<br>140,9 | {38,0<br>26,9 | {661,3<br>577,1              | 191  | 252,5                                       | 505,7   | 46,2     | 13,5   | 12,1      | 830,0    | 16,4                  |
|               |                            |                 |                 |               |                              | 157  | 178,7                                       | 461,1   | 39,9     | 5,4    | 10,6      | 695,7    | 13,8                  |
|               |                            |                 |                 |               |                              | 158  | 215,4                                       | 445,0   | 39,1     | 12,3   | 11,0      | 722,8    | 14,8                  |
|               |                            |                 |                 |               |                              | 158  | 167,2                                       | 397,1   | 33,6     | —      | 9,3       | 607,2    | 12,6                  |
|               |                            |                 |                 |               |                              | 191  | 227,9                                       | 514,8   | 54,6     | 12,8   | 12,5      | 822,6    | 16,9                  |
|               |                            |                 |                 |               |                              | 157  | 180,9                                       | 430,5   | 40,1     | —      | 10,5      | 662,0    | 13,9                  |

Monatsdurchschnitt der Roheisenerzeugung: 1913: 868,7; 1921: 221,5; 1922: 415,0; 1923: 629,9; 1924: 619,7 je 1000 t zu 1000 kg.

Monatsdurchschnitt der Stahlerzeugung: 1913: 649,2; 1921: 313,5; 1922: 497,9; 1923: 718,7; 1924: 696,1 je 1000 t zu 1000 kg.

Monatsdurchschnitt der in Betrieb befindlichen Hochöfen: 1920: 284; 1921: 78; 1922: 125; 1923: 201; 1924: 182.

<sup>1)</sup> „National-Federation of Iron and Steel Manufacturers“ Stat. Bull. für Mai 1925.



**Die österreichische Stahl- und Walzseinerzeugung in den Jahren 1919 bis 1921.**

Nach den Ermittlungen des Vereins der Montan-, Eisen- und Maschinen-Industriellen<sup>1)</sup> wurden in den Jahren 1919 bis 1921 hergestellt:

**Erzeugung an Stahl:**

|                          | 1919.   | 1920    | 1921    |
|--------------------------|---------|---------|---------|
|                          | t       | t       | t       |
| Siemens-Martin-Stahl . . | 153 823 | 213 454 | 332 866 |
| Edelstahl . . . . .      | 8 259   | 15 345  | 17 802  |
| Summe                    | 162 082 | 228 799 | 350 668 |

**Erzeugung an Walz- und Schmiedeware:**

|                     | 1919.  | 1920   | 1921    |
|---------------------|--------|--------|---------|
|                     | t      | t      | t       |
| Stabeisen . . . . . | 34 859 | 54 816 | 78 500  |
| Stabstahl . . . . . | 15 203 | 26 639 | 27 987  |
| Summe               | 50 062 | 81 455 | 106 487 |

**Konstruktionseisen:**

|                        | 1919.  | 1920   | 1921   |
|------------------------|--------|--------|--------|
|                        | t      | t      | t      |
| Träger und U-Eisen . . | 10 607 | 11 319 | 16 699 |
| Sonstiges . . . . .    | 9 761  | 14 554 | 17 243 |
| Summe                  | 20 368 | 25 873 | 33 942 |

**Eisenbahnschienen . . .**

|  |       |       |        |
|--|-------|-------|--------|
|  | 1 498 | 3 720 | 11 930 |
|--|-------|-------|--------|

**Bleche aus Eisen:**

|                      |        |        |        |
|----------------------|--------|--------|--------|
| Grobbleche . . . . . | 16 230 | 15 860 | 26 840 |
| Feinbleche . . . . . | 9 934  | 14 527 | 20 202 |

**Bleche aus Stahl:**

|                      |        |        |        |
|----------------------|--------|--------|--------|
| Feinbleche . . . . . | 380    | 1 265  | 11 119 |
| Summe                | 26 544 | 31 652 | 58 161 |

**Walzdraht:**

|                     |        |        |        |
|---------------------|--------|--------|--------|
| aus Eisen . . . . . | 14 119 | 19 067 | 35 268 |
| aus Stahl . . . . . | 591    | 1 272  | 2 243  |
| Summe               | 14 710 | 20 339 | 37 511 |

**Sonstige Walzware . . .**

|  |       |       |       |
|--|-------|-------|-------|
|  | 1 791 | 3 446 | 4 436 |
|--|-------|-------|-------|

**Schmiedestücke und Preß-**

|                     |       |       |       |
|---------------------|-------|-------|-------|
| teile:              |       |       |       |
| aus Eisen . . . . . | 1 776 | 2 383 | 3 399 |
| aus Stahl . . . . . | 1 237 | 3 110 | 3 517 |
| Summe               | 3 013 | 5 493 | 6 916 |

**Gesamtsumme an Walz-**

|                      |         |         |         |
|----------------------|---------|---------|---------|
| und Schmiedeware . . | 117 986 | 171 978 | 259 383 |
|----------------------|---------|---------|---------|

**Stahlformguß . . . . .**

|  |       |       |       |
|--|-------|-------|-------|
|  | 4 751 | 7 704 | 9 602 |
|--|-------|-------|-------|

**Die deutsch-oberschlesische Bergbau- und Eisenhütten-industrie in den Jahren 1913 bis 1924.**

Der Oberschlesische Berg- und Hüttenmännische Verein E. V. in Gleiwitz hat seinem Geschäftsbericht für das Jahr 1924 als Anlage ein Heft mit eingehenden Uebersichten über die Entwicklung des Bergbaus und der Eisenindustrie in Deutsch-Oberschlesien beigegeben, dem wir folgende Zahlen entnehmen.

Durch die Entscheidung der Botschafterkonferenz vom 20. Oktober 1921 wurde das oberchlesische Industriegebiet geteilt und der wertvollste Teil Polen zugesprochen. Von 67 im Jahre 1921 in Förderung stehenden Gruben fielen 53 an Polen, so daß bei Deutschland nur 14 verblieben. Am 10. Dezember 1923 wurde das Steinkohlenbergwerk cons. Radzionkau A (Beuthengrube) in Städtisch-Dombrowa, Kreis Beuthen, in Betrieb genommen, so daß in Deutsch-Oberschlesien gegenwärtig 15 Gruben in Betrieb stehen.

Die Entwicklung der Steinkohlenförderung in Oberschlesien zeigt folgendes Bild:

|                      | Gesamt-Oberschlesien einschl. der Hutschiner Gruben | Davon entfielen auf die deutsch gebliebenen Gruben |
|----------------------|---|--|
|                      | t   | t  |
| 1913 . . . . .       | 43 434 944  | 11 090 908   |
| 1919 . . . . .       | 25 700 493  | 6 266 189  |
| 1920 . . . . .       | 31 690 325  | 7 859 074  |
| 1921 . . . . .       | 29 638 838  | 7 285 459  |
| a) Januar bis Juni   | 16 870 921  | 4 276 741  |
| b) Juli bis Dezember | 12 980 995  | 4 558 127  |
| 1923 . . . . .       | 26 385 050  | 8 744 679  |
| 1924 . . . . .       | 23 702 568  | 10 900 259   |

Die Förderung hat somit 1924 in Westoberschlesien um 2 155 580 t = 24,7 % zugenommen, dagegen in Ost-

oberschlesien um 2 682 482 t = 10,2 % abgenommen. Der Anteil Deutsch-Oberschlesiens an der Förderung Gesamt-Oberschlesiens betrug in den Jahren:

|                |        |                |        |
|----------------|--------|----------------|--------|
| 1913 . . . . . | 25,5 % | 1923 . . . . . | 24,9 % |
| 1922 . . . . . | 22,8 % | 1924 . . . . . | 31,5 % |

Beschäftigt wurden auf den Gruben Deutsch-Oberschlesiens im Jahre 1913 31 739 Arbeiter (davon unter Tage 22 113 und über Tage 9626) und im Jahre 1924 42 734 (davon 30 855 unter Tage und 11 879 über Tage). Die Jahresleistung, berechnet auf den Kopf des durchschnittlich angelegten Arbeiters (unter und über Tage), betrug 1913 349 t gegen 255 t 1924.

**An Koks wurde erzeugt:**

| Jahr           | Gesamt-Oberschlesien |                  | Deutsch-Oberschlesien |                   |
|----------------|----------------------|------------------|-----------------------|-------------------|
|                | t                    |                  | t                     |                   |
| 1913 . . . . . | 2 201 899            |                  | 1 283 916             |                   |
| 1919 . . . . . | 1 863 643            |                  | 976 841               |                   |
| 1920 . . . . . | 2 487 652            |                  | 1 281 637             |                   |
| 1921 . . . . . | 2 411 673            |                  | 1 227 603             |                   |
| 1922 . . . . . | 1 331 042            | Ostoberschlesien | 1 437 626             | Westoberschlesien |
| 1923 . . . . . | 1 373 208            |                  | 1 503 661             |                   |
| 1924 . . . . . |                      |                  | 1 120 803             |                   |

Die Zahl der vorhandenen und der in Betrieb befindlichen Hochöfen Deutsch-Oberschlesiens betrug:

| Jahr           | Hochöfen            |            |
|----------------|---------------------|------------|
|                | überhaupt vorhanden | im Betrieb |
| 1913 . . . . . | 14                  | 12         |
| 1919 . . . . . | 15                  | 14         |
| 1920 . . . . . | 15                  | 14         |
| 1921 . . . . . | 15                  | 9          |
| 1922 . . . . . | 15                  | 12         |
| 1923 . . . . . | 15                  | 14         |
| 1924 . . . . . | 15                  | 11         |

Beschäftigt wurden auf den Hochofenwerken 1913 2480 Arbeiter und 1924 2412.

In den Hochöfen wurden im Jahre 1924 verbraucht 289 118 t Erze, 33 428 t Schwefel- und Kupferkiesabbrände, Rückstände der Anilinherstellung usw., 87 148 t Schlacken und Sinter, 33 545 t Schrott, 121 234 t Zuschläge, Kalkstein und Dolomit und 287 964 t Koks.

An Roheisen, getrennt nach Sorten, wurde hergestellt:

| Jahr | Gießerei-Roh-eisen | Besse-mer Roh-eisen | Thomas-Roh-eisen | Stahl- und Spiegel-eisen, Ferro-mangan und Silizium | Puddel-Roh-eisen | Insgesamt |
|------|--------------------|---------------------|------------------|---|------------------|-----------|
|      |                    |                     |                  |   |                  |           |
| 1913 | 59 489             | 9 728               | 4 440            | 121 819   | 185 842          | 381 318   |
| 1919 | 32 845             | 4 068               | —                | 38 788  | 67 013           | 142 714   |
| 1920 | 31 661             | 3 044               | 2 243            | 54 883  | 100 092          | 191 923   |
| 1921 | 48 941             | 6 685               | 2 651            | 60 487  | 97 106           | 215 870   |
| 1922 | 62 170             | 5 267               | 2 222            | 78 074  | 144 779          | 290 512   |
| 1923 | 88 322             | 11 624              | 1 860            | 170 253   | 96 123           | 368 182   |
| 1924 | 57 421             | 10 279              | 1 530            | 172 784   | 988              | 262 264   |
|      |                    |                     | Martinroheisen   | 19 262  |                  |           |

Auf die Gesamt-Roheisenerzeugung Oberschlesiens verteilt sich der deutsch- und der ostoberschlesische Anteil wie folgt:

| Jahr | Deutsch-Oberschlesien |                          | Ost-Oberschlesien |                          | Gesamt-Oberschlesien |                          |
|------|-----------------------|--------------------------|-------------------|--------------------------|----------------------|--------------------------|
|      | Herstellung           | % der Gesamt-herstellung | Herstellung       | % der Gesamt-herstellung | Herstellung          | % der Gesamt-herstellung |
|      | t                     |                          | t                 |                          | t                    |                          |
| 1913 | 381 318               | 38,3                     | 613 283           | 61,7                     | 994 601              | 100,0                    |
| 1919 | 142 714               | 31,0                     | 317 240           | 69,0                     | 459 954              | 100,0                    |
| 1920 | 191 923               | 33,3                     | 383 879           | 66,7                     | 575 802              | 100,0                    |
| 1921 | 215 870               | 36,0                     | 383 100           | 64,0                     | 598 970              | 100,0                    |
| 1922 | 290 512               | 42,0                     | 401 071           | 58,0                     | 691 583              | 100,0                    |
| 1923 | 368 182               | 47,4                     | 408 601           | 52,6                     | 776 783              | 100,0                    |
| 1924 | 262 264               | 49,9                     | 263 038           | 50,1                     | 525 302              | 100,0                    |

<sup>1)</sup> Mont. Rdsch. 17 (1925), S. 440/1.

Die Stahl- und Walzwerke Deutsch-Oberschlesiens stellten her:

|  | 1913<br>t | 1919<br>t | 1920<br>t | 1921<br>t | 1922<br>t | 1923<br>t | 1924<br>t |
|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| a) Erzeugung der Stahlwerke an Flußeisen:                        |           |           |           |           |           |           |           |
| Blöcke aus Thomaskonvertern                                      | —         | —         | —         | —         | —         | —         | —         |
| " " Siemens-Martinöfen   | 345 748   | 211 824   | 400 358   | 261 651   | 363 380   | 379 238   | 261 097   |
| " " Tiegelöfen   | 209       | —         | —         | —         | —         | —         | —         |
| Stahlformguß   | 3 243     | 3 954     | 4 619     | 4 089     | 4 096     | 4 354     | 2 872     |
| b) Erzeugung der Puddelwerke an Schweißisen, Luppen, Rohschienen | 1 839     | 820       | 5 171     | 1 343     | 2 418     | 1 878     | 1 242     |
| insgesamt Fluß- und Schweißisen                                  | 351 039   | 216 598   | 410 148   | 267 083   | 369 894   | 385 470   | 265 211   |
| c) Erzeugung der Walzwerke an gewalztem Fluß- u. Schweißisen:    |           |           |           |           |           |           |           |
| Halbzeug (zum Verkauf)   | 8 319     | 7 635     | 12 650    | 16 127    | 31 763    | 30 577    | 5 164     |
| Fertigerzeugnisse  | 127 691   | 68 385    | 121 462   | 107 366   | 137 198   | 139 876   | 102 471   |
| Darunter:  |           |           |           |           |           |           |           |
| Eisenbahnoberbauzeug   | 18 134    | 2 948     | 6 839     | 5 430     | 5 057     | 5 298     | 4 209     |
| Grobbleche   | 31 489    | 15 897    | 23 550    | 17 725    | 21 577    | 24 300    | 19 348    |
| Feinbleche   | 1 710     | 941       | 1 670     | 817       | 1 189     | 519       | 1 112     |
| Träger   | —         | —         | —         | —         | —         | —         | 2 100     |
| Stabeisen u. Formeisen unt. 80 mm Höhe                           | —         | —         | —         | —         | —         | —         | 52 641    |
| Bandeisen  | —         | —         | —         | —         | —         | —         | 16 232    |
| Walzdraht  | —         | —         | —         | —         | —         | —         | 6 378     |

Die Zahl der in den Stahl- und Walzwerken beschäftigten Arbeiter betrug im Jahre 1924 4603 gegen 4028 im Jahre 1913.

Die Preß- und Hammerwerke, Rohrwalzwerke, Rohrpreßwerke und Rohrschweißereien, die 1914 2084 Arbeiter beschäftigten und 1924 2313, stellten her:

|                | t      | t                     |
|----------------|--------|-----------------------|
| 1914 . . . . . | 42 715 | 1922 . . . . . 44 879 |
| 1919 . . . . . | 31 120 | 1923 . . . . . 49 362 |
| 1920 . . . . . | 41 597 | 1924 . . . . . 38 957 |
| 1921 . . . . . | 38 232 |                       |

In den Eisen- und Stahlgießereien wurden hergestellt:

|                | Gußwaren<br>II Schmelzung | davon<br>Röhren | Stahl-<br>formguß |
|----------------|---------------------------|-----------------|-------------------|
| 1914 . . . . . | 37 277                    | 13 940          | 4863              |
| 1919 . . . . . | 20 730                    | 6 490           | 4852              |
| 1920 . . . . . | 23 517                    | 6 754           | 6616              |
| 1921 . . . . . | 20 036                    | 4 800           | 3957              |
| 1922 . . . . . | 28 849                    | 10 021          | 6123              |
| 1923 . . . . . | 29 949                    | 6 254           | 4753              |
| 1924 . . . . . | 19 452                    | 5 550           | 4154              |

An Arbeitern waren vorhanden im Jahre 1914 1928 und im Jahre 1924 1551.

## Wirtschaftliche Rundschau.

### Zur Frachtstundung der Reichsbahn und der Deutschen Verkehrs-Kreditbank.

Die Frachtstundung bei dieser Bank besteht nun bereits mehr als volle 3 Monate, nach deren Verlauf zwar zuzugestehen ist, daß sie an sich einwandfrei vorstatten geht. Aber das genügt dem praktisch und wirtschaftlich denkenden Kaufmann nicht, der vielmehr über die gegen dieses Verfahren und überhaupt gegen diese Einschaltung der Bank seinerseits von vornherein geltend gemachten Bedenken nicht hinwegkommt und in der Bankstundung wie in der neben dieser zulässigen sogenannten summarischen Frachtvorauszahlung nicht eigentlich einen Fortschritt erkennen kann, so annehmbar die Ermäßigung der Gebühr für die frühere Wochenstundung von 6<sup>0</sup>/<sub>100</sub> (= etwa 60 % Jahreszins) auf 3<sup>0</sup>/<sub>100</sub> für Halbmonatsstundung (= etwa 15 % Jahreszins) auch ist. Dieses Verfahren ist eben noch gar zu verbesserungsfähig.

Die Bankstundung bietet gegen früher neben der Gebührenermäßigung auch insofern eine Erleichterung, als die Bank von den großen Stundungsnehmern keine Sicherheitsleistung verlangt. Das ist kaufmännisch. Aber da die Reichsbahn ebenfalls kaufmännisch verfahren soll und sich oft genug darauf beruft, so könnte man mit Recht auch von der Reichsbahn verlangen, daß sie, wenn noch oder wieder unmittelbar bei ihr gestundet würde, gleichfalls von sicheren Zahlern keine Sicherheit verlange. Damit würden dann viele frühere Umständlichkeiten beseitigt. — Ferner ermöglicht die Bankstundung z. B. Konzernen eine zentralisierte Zahlung von einer Stelle aus an eine Zweigstelle der Kreditbank, was einem Konzern die Verfügung über seine Geldmittel verbessert.

Aber auch bei unmittelbarer Reichsbahnstundung sollte einem Konzern die Zahlung nach einer Stelle ermöglicht werden. Die Reichsbahn müßte dann für die nötigen Aufrechnungen usw. eine kurze Frist von wenigen Tagen gewähren. — Die Bankschecks scheinen eine ebenso lästige wie auch entbehrliche Beigabe zu sein. Die Hinterlegung des in allen Blättern blank vollzogenen Heftes bei der Güterabfertigung, die tägliche Ausfertigung eines Schecks durch diese über die jeweilige tägliche Stundungssumme und dessen Einsendung an die Bank, die Rückgabe des Scheckhefts von der Güterabfertigung an den Stundungsnehmer, die dann weiter folgende Einsendung an die Bank, welche das Scheckheft wieder in den vorherigen Stand einsetzt, die Rücksendung an den Stundungsnehmer und die dann folgende erneute Hinterlegung bei der Güterabfertigung, die Behandlung der Einzelschecks bei der Stationskasse und der Eisenbahnhauptkasse — alles das ist ein überflüssiges Beiwerk, soweit es sich um Stundungsnehmer handelt, die nur an je einem Orte stunden lassen. Bei den wohl seltenen Frachtschuldnern, die von der Freizügigkeit Gebrauch machen, liegt die Sache anders. Auf diese ist das Scheckverfahren wohl auch nur zugeschnitten. Bei ansässigen Schuldnern sollte die Güterabfertigung dagegen eine laufende Rechnung über die Stundung führen, ohne die sie wohl auch jetzt nicht zurecht kommt; sie sollte ferner eine andere Liste mit den Tagessummen aus der jeweiligen Monatshälfte führen und sofort nach deren Ablauf der Bank einen Durchdruck davon geben. Das dürfte vollkommen genügen, um die Bank über

die erfolgten Stundungen und die zu erwartende Zahlung zu verständigen. Der Stundungsnehmer hätte nur noch die Uebereinstimmung seiner Schlußsummen mit der Güterabfertigung durch Vergleichung festzustellen und daraufhin zu zahlen.

Aber abgesehen von diesen leicht durchführbaren Verbesserungen muß nachdrücklich gesagt werden, daß es etwas Einfacheres und Näherliegendes als die Stundung unmittelbar bei der Reichsbahn selbst und die Zahlung an diese nicht gibt. Wenn die Reichsbahn eine tüchtige Geldverwaltung hätte, dann würde sie sich bei dieser unmittelbaren Stundung und Bezahlung weitaus am besten stehen; dann erhielte sie ihr Geld auch weit früher als jetzt, und sie sparte die großen Kosten, welche der verzweigte Bankapparat natürlich verursacht.

Für die Halbmonatsstundung, deren Dauer durchschnittlich etwa eine Woche beträgt, sind die 3<sup>0</sup>/<sub>100</sub> gleich etwa 15 % Jahreszins eine zu hohe Zinsvergütung. Die Reichsbahn bekommt davon 1<sup>0</sup>/<sub>100</sub>, also nur den dritten Teil. Das wären also 5 % Jahreszinsen, wenn die Reichsbahn alsbald nach jeder Monatshälfte ihr Geld erhielte. Aber dem Vernehmen nach geschieht das nicht entfernt, so daß die Reichsbahn sehr viel weniger als 5 % für ihr Geld erhält. Zwar nimmt sie als Mehrheitsaktionär stark am Ueberschuß der Bank teil, aber das ist eine unsichere Sache, auch weiß man nicht, wie viel die Bank herauswirtschaftet. Diese hat auf alle Fälle Handlungskosten, die sehr wohl gespart werden könnten. Und wenn es nun einmal nicht ohne Gebühr gehen sollte, dann könnte die Reichsbahn diese ganz selbst verdienen. Für die Einbußen, welche die Reichsbahn durch den späteren Eingang der Frachten erleidet, die nur die Folge einer mangelhaften Organisation, Geschäftsführung und Geldverwaltung sind, muß die Wirtschaft in Gestalt um so höherer Frachten aufkommen. Dies ist wohl der wundeste Punkt bei der ganzen Sache. Die berufenen Stellen der Wirtschaft sollten daher alles tun, um die unmittelbare Stundung und Zahlung bei der Reichsbahn wieder einzuführen, ja sie sollten sich deren Hauptverwaltung zur Verfügung stellen, um bei der Errichtung einer Organisation behilflich zu sein, welche die Gewähr schafft, daß die gestundeten Gelder rechtzeitig zur Verfügung stehen und alsbald nach Eingang zinstragend und sicher angelegt werden.

Hiernach ist das neue Verfahren insgesamt also keineswegs ein Fortschritt gegen das frühere, und das um so weniger, als gerade die Bankstundung den Eisenbahndienststellen bedeutende Mehrarbeiten verursacht. Diese müssen, wie erwähnt, jetzt täglich Schecks ausstellen, außerdem müssen die Stationskassen halbmonatlich die abgelieferten Anweisungen in Zusammenstellungen eintragen, im Durchschreibeverfahren in dreifacher Ausfertigung, um auf solche Weise die Hauptkasse ihrer Direktion sowie die Bank zu unterrichten, damit diese die Endbeträge dem Konto der Hauptkasse gutschreiben kann usw. Die Reichsbahn sollte mithin alsbald von ihrem Vorbehalt Gebrauch machen und die eisenbahnseitigen Stundungen wieder einführen. Sollte sie sich aber ablehnend

verhalten, dann würde die Bankstundung wenigstens wie folgt verbessert und verbilligt werden müssen:

1. Das Scheckverfahren wird auf diejenigen Stundungsnehmer beschränkt, die von der Freizügigkeit Gebrauch machen und soweit sie dies tun.

2. Für andere Stundungsnehmer führen die Güterabfertigungen je eine Liste der Tagessummen der insgesamt gestundeten Beträge. Diese Liste wird am Schluß jeder Monatshälfte aufgerechnet und dann auch je an die zuständige Direktionshauptkasse und an die Zweigstelle der Kreditbank, nötigenfalls auch an die Stationskasse gesandt. Zu dem Zweck stellt die Güterabfertigung diese Liste mittels Durchschrift von vornherein in der nötigen Anzahl her.

3. Die vorerwähnte ungenügende Verzinsung, welche die Reichsbahn durch die sprache Ueberweisung der gestundeten Gelder erhält, entspricht nicht entfernt der üblichen Verzinsung von Guthaben bei den Banken auf Girokonten, ist vielmehr höchst unzureichend und bedeutet für die Reichsbahn eine laufende starke Gewinneinbuße. Die Kreditbank kann natürlich nicht auch noch für sich eine Verzinsung beanspruchen. Die Bank könnte und sollte das Geld so rasch der Reichsbahn überweisen, daß diese 5 % Zinsen erhielte. Die weiteren rund 10 % Jahreszinsen, die in den 3<sup>0</sup>/<sub>100</sub> Gebühr erhoben werden, übersteigen aber sehr das zulässige Maß der Vergütung, welche die Bank beanspruchen kann (wenn davon abgesehen wird, daß die Stundung nicht weniger für die Reichsbahn als für die Schuldner Vorteile bietet, die eine überhaupt gebührenfreie Stundung rechtfertigen). Hätte die Bank auf fremde Gelder einen Rohgewinn von 100 % der Zinsen, die sie in den 1<sup>0</sup>/<sub>100</sub> der Reichsbahn zahlt, so wäre das für ein Einziehungsgeschäft ausreichend, das nicht in erster Linie Erwerbsgesellschaft ist und zum Nutzen der Aktionäre arbeitet, sondern unter Wahrung der Belange der Reichsbahn auch dem Allgemeinwohl dienen soll. Hiernach würde eine Stundungsgebühr von 2<sup>0</sup>/<sub>100</sub> (statt jetzt 3<sup>0</sup>/<sub>100</sub>) völlig genügen.

4. Der späten Ueberweisung von der Bank an die Reichsbahn muß schleunigst ein Ende gemacht werden, was unmöglich schwer sein kann.

Die neben der Bankstundung zulässige sogenannte summarische Frachtvorauszahlung erfordert nach den jetzigen Bestimmungen der Reichsbahn die bare Hinterlegung einer durchschnittlichen Tagesschuld bei der Reichsbahn, was eine ungerechtfertigte Belastung des Frachtschuldners ist und ihm eine Zinseinbuße auf das bar hinterlegte Geld bringt. Diese Hinterlegung soll die Reichsbahn vor Zinsausfällen bewahren, die ihr aber kaum oder nicht nennenswert erwachsen; denn schon am nächsten Vormittag kann sie über die gestundeten Frachten des Vortages (bar oder Scheck) verfügen. Früher liefert die Güterkasse wohl auch ihre Bareinnahmen vom Vortage nicht ab. Weder Zinseinbuße noch Mehrarbeit hat die Reichsbahn durch die Tagesstundung, und daher kann und darf sie die Barhinterlegung nicht fordern. Will sie aber eine Sicherheit haben, dann sollte sie diese auf andern Wege verlangen, der weniger Kosten verursacht.

**Aenderung der Brennstoffverkaufspreise.** — Gemäß Bekanntmachung des Reichskohlenverbandes<sup>1)</sup> gelten für die Brennstoffe der Ruhrkohle (Kohlensyndikat für den Bereich des niederrheinisch-westfälischen Steinkohlenbergbaues) vom 1. Juli an folgende Preisänderungen:

|  |            |
|--|------------|
| Eßkohlen:                                      |            |
| gew. Nuß I . . . . .                           | 24,50 R.-M |
| „ „ II . . . . .                               | 25,50 „    |
| Magerkohlen (östliches Revier):                |            |
| gew. Nuß I . . . . .                           | 26,— R.-M  |
| „ „ II . . . . .                               | 27,— „     |
| Anthrazit und Magerkohlen (westliches Revier): |            |
| gew. Nuß I . . . . .                           | 40,— R.-M  |
| „ „ II . . . . .                               | 45,— „     |
| „ „ III . . . . .                              | 29,— „     |

Die Preise der anderen Sorten bleiben wie bisher bestehen.

Gleichzeitig werden die vom 1. Juli an gültigen Brennstoffverkaufspreise für die Zechen des Eschweiler Bergwerksvereins, der Gewerkschaft Carl-Friedrich und der Gewerkschaft Sophia-Jacoba des Aachener Steinkohlensyndikats bekanntgemacht.

**Siegerländer Eisenstein-Verein, G. m. b. H., Siegen.** — Nach einem in der Mitgliederversammlung erstatteten Bericht ist in der Geschäftslage keine Besserung eingetreten. Es wurde beschlossen, die Preise für den Monat Juli bestehen zu lassen.

**Zur Neubildung des Stahlwerks-Verbandes.** — Am 30. Juni 1925 wurde in Düsseldorf, Stahlhof, eine Sitzung des A-Produkte-Verbandes abgehalten, in welcher Organisationsfragen, u. a. die Frage der Verkaufsorganisation, eingehend besprochen wurden. Wenn in dieser Beziehung auch endgültige Entscheidungen noch nicht getroffen worden sind, so darf doch damit gerechnet werden, daß der Verkauf der A-Produkte durch den Verband in aller nächster Zeit aufgenommen werden wird. Die Vorberei-

<sup>1)</sup> Reichsanzeiger Nr. 150 vom 30. Juni 1925.

tungen hierzu sind bereits getroffen; es handelt sich nur noch um die Klärung einiger Einzelfragen. An den Beratungen nahmen vorübergehend Vertreter des Werks handels teil, mit denen die Frage der Absatzgestaltung unter dem Gesichtspunkte besprochen wurde, daß die gegen früher vollständig veränderten Verhältnisse die Schaffung möglichst vereinfachter Verkaufseinrichtungen erfordern.

Von der Deutschen Rohstahlgemeinschaft. — Die schwierige Lage der deutschen Eisenindustrie hat schon vor längerer Zeit die Notwendigkeit ergeben, die Rohstahlgemeinschaft, welche zunächst bis Ende 1926 geschlossen war, weiter zu festigen. In dieser Erkenntnis hat die Rohstahlgemeinschaft in einer Sitzung am 1. Juli 1925 die Verlängerung bis Ende Oktober 1929 beschlossen. Die Zustimmung einiger Werke, die in der Sitzung nicht vertreten waren, wird noch eingeholt.

Die Charlottenhütte, welche auf Grund eines ihr bei der Bildung der Rohstahlgemeinschaft gewährten Rechtes Ende Februar ausgeschieden war, ist am 1. Juli der Rohstahlgemeinschaft wieder beigetreten.

Für den Monat Juli wurde eine Einschränkung der Rohstahlerzeugung gegenüber der Beteiligung von 25 % beschlossen. Halbzeug bleibt, wie bisher, von der Einschränkung ausgeschlossen.

Mit der auf das Auslandsgeschäft angewiesenen Eisen verarbeitenden Industrie wurde eine Vereinbarung getroffen, um ihr die Hereinnahme von Auslandsgeschäften zu ermöglichen.

Deutsch-polnische Handelsvertragsverhandlungen. — Der der polnischen Delegation am 19. Juni 1925 übermittelte, weit entgegenkommende deutsche Vorschlag für ein Provisorium ist von der polnischen Regierung mit einer Verordnung vom 20. Juni 1925 beantwortet worden, durch die ein Einfuhrverbot für eine große Anzahl von Waren erlassen wurde, welche aus Ländern stammen, in denen noch Einfuhrverbote bestehen und die mit Polen keinen Handelsvertrag geschlossen haben. Da das polnische Handelsvertragssystem auf fast alle in Frage kommenden Staaten ausgedehnt ist, und die wenigen übrigen Staaten Einfuhrverbote nicht kennen, richtet sich die polnische Verordnung vom 20. Juni 1925 ausschließlich gegen Deutschland. Die polnische Regierung hat sich allerdings vorbehalten, in Einzelfällen Einfuhrbewilligungen zu erteilen und gewisse noch nicht bekannte Kontingente für die Einfuhr freizugeben. Es ist jedoch nicht anzunehmen, daß hierbei die deutschen Interessen die erforderliche Berücksichtigung finden werden.

Die Einfuhrverbote traten mit Wirkung vom 27. Juni 1925 in Kraft. Für Waren, die bis zum 19. Juni 1925 abgesandt waren oder sich an diesem Tage bereits in polnischen Zollagern befinden, wird bis zum 12. Juli 1925 Einfuhrfreiheit gewährt.

Nachfolgende Zusammenstellung enthält die für die Eisenindustrie in Frage kommenden Positionen des polnischen Zolltarifs, welche von dem polnischen Einfuhrverbot betroffen werden. Bemerkenswert hierbei ist, daß Waren, auf deren Bezug aus Deutschland Polen angewiesen ist, wie beispielsweise Landmaschinen und feuerfeste Stoffe, in die Liste der einfuhrverbotenen Waren nicht aufgenommen wurden.

| Position des Zolltarifs: | Benennung der Waren:   |
|--------------------------|--|
| 150                      | Erzeugnisse aus Rohguß oder aus Gußeisen.  |
| 151,3                    | Erzeugnisse, geschmiedet, gepreßt und gestanzt aus Eisen und Stahl, auch mit befeilten Rändern und Seiten, jedoch ohne Bearbeitung außer den besonders genannten.                |
| 152,1                    | Kesselerzeugnisse: Sammelbehälter, Reservoirs, Eisenkonstruktionen, Brückenträger, Bassins, Kasten usw.; Erzeugnisse aus Eisen- und Stahlblech, außer den in Pos. 154 genannten. |
| 152,2                    | Dampfkessel ohne Röhren, auch mit Ueberhitzern.  |

| Position des Zolltarifs:             | Benennung der Waren:   |
|--------------------------------------|--|
| 152,3                                | Dampfröhrkessel, auch mit Ueberhitzern, Oekonomischer, auch mit gußeisernen Röhren, mechanische Roste.   |
| 152,5                                | Sektionskasten von Wasserröhrenkesseln.  |
| 152,6                                | Nicht besonders genannte Kesselteile, wie ausgebogene Böden, Widerlager für Sektionskessel, Aufsätze, Schließvorrichtungen aller Typen und Einsteigedeckel u. dgl. |
| 152,7                                | Röhren von gerader Achse, auch mit Zügen versehen, desgleichen mit angeschraubten Verbindungsstücken oder Flanschen; Röhren-II, sofern sie sich auf diesen         |
| Punkt beziehen.                      | Fassonstücke für Röhren.   |
| 153,2                                | Vorhänge- und Einsatzschlösser.  |
| 155,1 <sup>1)</sup>                  | Eisen- und Stahldraht.   |
| 156,1,2,3,4,5,6,7,8,9, <sup>2)</sup> | Erzeugnisse aus Eisen- und Stahldraht.   |
| 154                                  | Erzeugnisse aus Eisen- und Stahlblech in einer Stärke von weniger als 4 mm.  |
| 158                                  | Messerschmiedewaren.   |
| 169                                  | Schreib- und Rechenmaschinen.  |

Die Reichsregierung hat gegen dieses die deutschen Belange schwer schädigende Vorgehen Polens unverzüglich Gegenmaßnahmen ergriffen. Die bestehenden allgemeinen Einfuhrverbote werden Polen gegenüber ausnahmslos durchgeführt werden. Dazu sollen neue gegen Polen gerichtete Einfuhrverbote auf Waren treten, die sonst einfuhrfrei sind. In dieser Richtung kann die Regierung selbständig verfahren. Ferner werden aber nunmehr auf Grund des § 7 der Reichsabgabenordnung für eine Gruppe von Waren polnischen Ursprungs, die für die polnische Ausfuhr nach Deutschland von besonderer Bedeutung sind, die Zollsätze in einer prohibitiv wirkenden Weise erhöht. Der Reichsrat hat einer Verordnung über Zolländerungen für Boden- und Gewerbeerzeugnisse polnischen Ursprungs bereits am 2. Juli zugestimmt. Die Verordnung ist am 6. Juli in Kraft getreten.

Vom spanischen Erzmarkt. — Auf dem spanischen Erzmarkt ist noch keine Besserung eingetreten, da er wie stets die Lage der englischen und deutschen Eisenmärkte wiedergibt, auf diesen ebenfalls keine Wendung zum Besseren festzustellen war. Ein Bild der Bilbaoer Erzmarktlage gibt die nachstehende Zusammenstellung der Erzeinfuhr nach England während des ersten Viertels d. J., verglichen mit den Zahlen der gleichen Zeitspanne des vorigen Jahres.

|                    | April   |         | Januar-April |         |
|--------------------|---------|---------|--------------|---------|
|                    | 1924    | 1925    | 1924         | 1925    |
| Schweden . . . .   | 35 376  | 44 581  | 160 423      | 169 447 |
| Norwegen . . . .   | 38 062  | 42 714  | 177 882      | 132 944 |
| Spanien . . . . .  | 141 335 | 201 166 | 815 344      | 759 216 |
| Algier . . . . .   | 74 117  | 76 094  | 374 116      | 344 764 |
| Griechenland . . . | —       | 145     | 10 700       | 4 645   |
| Tunis . . . . .    | 36 121  | 7 561   | 131 890      | 77 515  |

Verkäufe sind in letzter Zeit kaum abgeschlossen worden. Die im allgemeinen von den Grubenbesitzern geforderten Preise stellen sich für Rubio superior auf 24 Pes. und für Karbonate auf 23,50 Pes.

Bestes Rubio wird in Middlesborough mit 21/9 S bei einer Fracht von 6/3 S die Tonne angeboten. Unter diesen Umständen ist es nicht zu verwundern, wenn der Bilbao-Erzmarkt still ist.

Harrimanvertrag mit der Sowjetregierung. — Zwischen der russischen Regierung und Harriman ist am 12. Juni 1925 ein Vertrag zustande gekommen, wonach die Firma

<sup>1)</sup> Sowie die Anmerkung unter Pos. 155, sofern sie sich auf I bezieht.

<sup>2)</sup> Auch die Anmerkung unter Pos. 156, sofern sie sich auf die obigen Punkte bezieht.

Harriman & Co. das ausschließliche Recht zur Erforschung u. Ausbeutung der Bodenschätze in Tschiaturi (Bezirk Scharepanj), Kutaisser Gouvernement in Georgien, wie auch dasausschließliche Recht zur Ausfuhr der gewonnenen Manganerze und Superoxyd (Braunstein) für 20 Jahre erhalten hat. Der Vertragsgegner wird von allen Steuern und Abgaben, außer einigen kleineren (Patentsteuer, Stempelsteuer usw.), die genau im Verträge bezeichnet sind, befreit. Er erhält das Recht, aus dem Auslande alle notwendigen Maschinen und Stoffe für den Betrieb des Unternehmens zollfrei in den ersten vier Jahren einzuführen. Gegenstände, die in der Sowjet-Union und im Auslande patentiert sind, kann er zollfrei im Laufe von fünf Jahren einführen. Harriman verpflichtet sich, in den ersten 3½ Jahren den Betrieb neuzeitig einzurichten und im Laufe von 5 Jahren die schmalspurige Eisenbahnlinie von Tschiaturi in eine breitspurige umzubauen und den Bau der Eisenbahnlinie durch Poti durchzuführen. In Poti selbst hat er einen Elevator mit einer Ladefähigkeit von 2 Mill. t jährlich zu errichten. Für diese Bauarbeiten verpflichtet er sich, nicht weniger als 4 Mill. \$, die ihm nicht zurückerstattet werden, aufzuwenden; davon entfallen 1 Mill. \$ auf den Bau des Elevators, 2 Mill. \$ auf den Bau der Eisenbahnlinie und 1 Mill. \$ auf die Ausrüstung der Bergwerke. Nach Beendigung des Baues der Tschiaturiabahn geht diese in die Verwaltung des Verkehrskommissariats über, das für den Versand der Erze verantwortlich ist und das Recht hat, die Bauarbeiten zu überwachen. Die Frachtsätze sind im Vertrag genau festgesetzt. Ferner hat Harriman die Verpflichtung übernommen, während der Vertragsdauer mindestens 16 Mill. t Manganerz und Peroxyd zu fördern, wobei für jedes Jahr eine bestimmte Mindestförderung vorgesehen ist. Im ersten Jahr nach der Unterzeichnung sollen 300 000 t, im zweiten 400 000 t, im dritten 450 000 t und in den folgenden Jahren nicht weniger als 500 000 t jährlich gewonnen werden. Für jede ausgeführte Tonne Manganerz zahlt Harriman in den ersten drei Jahren 3 \$, späterhin 4 \$ an die Sowjetregierung, für Peroxyd in den ersten drei Jahren 8 \$ je t, späterhin 9 \$. Hierbei ist zugrunde gelegt, daß die Ausfuhrmenge des Peroxyds nicht weniger als 4 % der ausgeführten Manganerze ausmacht. Die Pacht beträgt je Hektar 2 Rbl. und für bebaute Fläche 100 Rbl. je Hektar. Innerhalb drei Wochen nach der Unterzeichnung des Vertrages hat der Pächter als Sicherstellung in einer ausländischen Bank 1 Mill. \$ zu hinterlegen und als Vorschuß für die kommenden Zahlungen bei der Staatsbank innerhalb fünf Tagen nach der Auflösung der Tschemo (Tschiaturische Mangan-Ausfuhr-Gesellschaft) 1 Mill. \$ einzuzahlen. Die Sowjetregierung behält Gebiete mit einem Erzvorrat von etwa 15 Mill. t für sich, die von ihr selbst für den einheimischen Gebrauch ausgebeutet werden können. Weiter behält sie sich das Recht vor, beim Vertragsgegner während der Vertragszeit so viel Erze zum Selbstkostenpreis anzukaufen, wie für die Industrie Sowjet-Rußlands notwendig ist. Strittige Fragen sollen durch ein Schiedsgericht entschieden werden. Der Vertrag tritt sofort in Kraft. Die Belange der früheren Besitzer des Vertragsgegenstandes vom Harrimankonzern sollen, wie man hört, durch Verträge mit denselben gewahrt werden.

## Buchbesprechungen.

Oberhoffer, Paul, Dr.-Ing., o. Prof. d. Eisenhüttenkunde, Vorsteher des Eisenhüttenmännischen Instituts a. d. Techn. Hochschule, Aachen: Das technische Eisen. Konstitution und Eigenschaften. 2., verb. u. verm. Aufl. (des Werkes „Das schmiedbare Eisen“). Mit 610 Abb. im Text u. 20 Tab. Berlin: Julius Springer 1925. (X, 598 S.) 8°. Geb. 31,50 G.-M.

Die Besprechung<sup>1)</sup> der ersten Auflage bzw. des Vorgängers des vorliegenden Buches, „Das schmiedbare Eisen“, das vor etwa fünf Jahren erschien, wurde eingeleitet mit den Worten: „Der Verfasser hat sich mit der Herausgabe dieses Buches ein unbestreitbares Verdienst um die wissenschaftliche Durchdringung des praktischen

hüttenmännischen Betriebes, erworben“, und abschließend wurde das Buch bezeichnet als eine „hervorragende kritische Zusammenfassung der heutigen Forschung über die Eigenschaften des schmiedbaren Eisens“.

Diese Kritik dürfte seinerzeit zweifellos von allen Kreisen, für die das Buch bestimmt war, unterschrieben worden sein; wohl nur in einer einzigen Beziehung ließ das Werk eine volle Befriedigung nicht zu: man mußte bedauern, daß sein Aufbau und Inhalt nicht auch eine Besprechung der nicht schmiedbaren Eisensorten umfaßte, die, wenn ebenso meisterhaft abgefaßt, uns ähnlich große Dienste hätte leisten können wie der damals vorliegende Inhalt. Es ist daher außerordentlich erfreulich, daß Oberhoffer es bei der Neuauflage seines Buches nicht hat bewenden lassen mit einer grundlegenden Ueberarbeitung und weitgehenden Vervollständigung des Inhalts der ersten Auflage, sondern daß er, wie bereits die Aenderung des Titels verrät, nunmehr auch das Gußeisen in den Bereich der Besprechung gezogen hat. Daß die Behandlung der so neu hinzugekommenen Abschnitte ebenso glänzend durchgeführt ist, wie wir sie von dem ersten Erscheinen des Buches kennen, sei hier gleich vorwegbemerkt.

Der Aufbau der drei ersten Abschnitte der früheren Auflage ist im großen und ganzen etwa der gleiche geblieben, jedoch ist der Umfang hier wie auch in den folgenden Abschnitten wesentlich gewachsen, insbesondere durch Aufnahme des neueren Schrifttums bis etwa Oktober 1923, ferner dadurch, daß in den beiden Abschnitten, in denen die Begriffsbestimmung und Einteilung und die Konstitution des Eisens in ihrer Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung besprochen werden, nunmehr auch das nicht schmiedbare Eisen behandelt ist. Das führte vor allem naturgemäß zu einem Ausbau des Abschnittes „Eisen und Kohlenstoff“, der jetzt auch die Ausführungen über die Theorie der Härtung des Stahles bringt. Diese Umstellung, auf die der Verfasser selbst hinweist, ist zweifellos zu begrüßen. Sehr erweitert ist in dem Abschnitt über die Konstitution dann noch die Behandlung der Gase und Schlackeneinschlüsse im schmiedbaren Eisen, ein Gebiet, auf dem der Verfasser selbst eine ganz besonders umfassende und erfolgreiche Forschertätigkeit entwickelt hat. Daß das vorliegende Buch gerade über diese für Wissenschaftler wie Praktiker gleich wichtigen Fragen eine klassische Zusammenfassung bringt, ist besonders zu betonen und zu begrüßen.

Der dritte Abschnitt behandelt wie in der ersten Auflage in gedrängter Form (bes. in Zahlentafeln und Schaubildern) den Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Eigenschaften des schmiedbaren Eisens, und zwar, dem Ziele des Buches entsprechend, die technisch zur Zeit wichtigsten Eigenschaften. Dieser Abschnitt bereitet zweifellos grundsätzlich gewisse Schwierigkeiten hinsichtlich der Form der Darstellung; das berechtigte Streben, diese kurz und knapp zu gestalten, könnte vielleicht bei einer Neubearbeitung doch etwas zugunsten einer besseren Uebersichtlichkeit zurücktreten.

Nach einem früher den Schluß des Buches bildenden jetzt als besonderen Abschnitt hier eingeschobenen Abschnitt über den Einfluß der Temperatur auf die Eigenschaften des schmiedbaren Eisens folgt dann der erheblich weiter ausgebauten Abschnitt, der, in der ersten Auflage mit „Anwendung der Konstitutionslehre“ überschrieben, jetzt betitelt ist: „Der Einfluß der Weiterverarbeitung auf Gefüge und Eigenschaften des schmiedbaren Eisens“. Ist der grundsätzliche Aufbau und im wesentlichen auch die Einteilung etwa die gleiche geblieben wie in der ersten Auflage, so stößt man hier im einzelnen immer wieder auf wertvolle Vervollständigungen und Bereicherungen des Stoffes; um nur einiges herauszugreifen, sei hingewiesen auf die Ausführungen über Kristallseigerung und Transkristallisation, die Behandlung der Lunkerungsfrage beim Stahlformguß, die Gußspannungen und die starke Bereicherung des Abschnitts über Kaltverformung, in dem auch die Verformungs- und Rekristallisations-Hypothesen eine eingehende Behandlung finden. Bei Besprechung des Härtens, Anlassens und Vergütens ist die besondere Berücksichtigung der Magnetstähle sehr erfreulich.

<sup>1)</sup> St. u. E. 40 (1920). S. 1505.

Beachtlich und dankenswert ist auch, daß der Verfasser die im Normenausschuß der Deutschen Industrie geschaffenen Normen für Eisen und Stahl entsprechend berücksichtigt hat.

Drei ganz neue Abschnitte behandeln dann das nicht schmiedbare Eisen. Der sechste Abschnitt bringt zunächst eine ausgezeichnete Darlegung über den Temperguß; es werden die Vorgänge bei der Temperung und der Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf den Temperprozeß eingehend besprochen, wobei vor allem auch auf die Unterschiede zwischen dem amerikanischen und dem deutschen Verfahren eingegangen wird. Die klare Darstellung der ziemlich verwickelten Verhältnisse, die bei diesem Werkstoff vorliegen, ist ganz besonders zu begrüßen.

Der nächste Abschnitt behandelt den Grauguß; aufbauend auf der Besprechung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf Gefüge und Festigkeitseigenschaften wird der Zusammenhang zwischen Abkühlungsgeschwindigkeit und Gießtemperatur und der Ausbildung des Graugusses einer Erörterung unterworfen. Der Einfluß der Temperatur auf die Eigenschaften des Graugusses und eine besonders für den Betriebsmann recht belangreiche Behandlung störender Nebenerscheinungen bildet den weiteren Inhalt dieses Abschnittes, der abgeschlossen wird durch eine Besprechung der Veredelungsmöglichkeiten des grauen Gußeisens einmal auf chemischem Wege durch Legieren, zum andern auf physikalisch-chemischem Wege, insbesondere durch die Ausbildung des Perlitgusses. Auch hier ist wieder eine Tafel über Zusammensetzung und Verwendung auf Grund der Arbeiten des Normenausschusses und über Festigkeitseigenschaften beigegeben. Im letzten, achten Abschnitt wird der Hartguß kurz behandelt.

Ein zusammenfassendes Urteil über das vorliegende Werk läßt sich in kürzester Form dahin aussprechen, daß Oberhoffer uns das klassische Buch unserer Zeit über Konstitution und Eigenschaften des technischen Eisens beschrieb hat. Wenn der Verfasser im Vorwort dem Verlag Julius Springer für die vorzügliche Ausstattung seine Anerkennung ausspricht, so kann man sich auch dem nur anschließen.

E. H. Schulz.

Jeffries, Zay, and Robert S. Archer: The Science of metals. 1st ed. (With 190 fig.) London: McGraw-Hill Book Company, Inc., 1924. (XVII, 460 p.) 8°. Geb. 25 S.

Während die Erzeugung und Verarbeitung der Metalle und Legierungen Jahrtausende zurückreicht, hat die eigentliche wissenschaftliche Forschung auf diesem Gebiet erst seit einem halben Jahrhundert eingesetzt. Während dieser Zeit sind so zahllose planmäßige Untersuchungen über den Aufbau und die Eigenschaften der Metalle und Legierungen durchgeführt worden, daß wir heutigen Tages über ein sehr umfangreiches Tatsachenmaterial verfügen, das den Anfänger leicht verwirrt. Es fehlt eine kritische Sichtung und Zusammenfassung nach einheitlichen Gesichtspunkten. Diese Lücke will das vorliegende Buch ausfüllen. Es zerfällt in zwölf Abschnitte, die so aufgebaut sind, daß zum Verständnis eines Abschnittes das Studium des vorhergehenden nicht unbedingt erforderlich ist, jeder Abschnitt vielmehr ein in sich abgeschlossenes Ganzes darstellt. Ein einleitender Abschnitt gibt eine Einführung in die allgemeinen Begriffe der Metallkunde, der zweite befaßt sich mit den Eigenschaften der Atome, Moleküle und Elektronen, der dritte vermittelt dem Leser die dem Kristallaufbau zugrunde liegenden Gesetze, wobei insbesondere auch die Ergebnisse der Röntgenforschung näher behandelt werden. Entsprechend der Bedeutung, welche die Beilby'sche Theorie der amorphen Zwischenschichten, die später von Rosenhain weiter ausgebaut worden ist, in England und Amerika besitzt, ist den aus dieser Theorie sich ergebenden Folgerungen insbesondere auch für die Erklärung des inneren Mechanismus der Kaltverformung ein breiter Raum gewidmet. Im fünften Abschnitt werden die Kornwachstum und Rekristallisation bedingenden Faktoren in klarer, übersichtlicher Form dargestellt. Der umfangreiche sechste Abschnitt beschäftigt sich mit den mechanischen Eigenschaften der Metalle, ihrer Beeinflussung durch Kaltverformen und Glühen. Auch

die in der Hauptsache bei Eisen beobachteten Alterungserscheinungen sowie die Blaubrüchigkeit werden näher besprochen. Nachdem im siebenten Abschnitt Metalllegierungen, die untereinander chemische Verbindungen bilden, und im achten solche Legierungen, die feste Lösungen miteinander eingehen, behandelt worden sind, bringt der nun folgende Abschnitt nähere Angaben über die Gleichgewichtslehre und ihre Anwendung auf die wichtigsten binären Systeme. Gefüge und Eigenschaften der Legierungen, insbesondere auch der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, werden im zehnten Abschnitt ausführlich behandelt. Nach einer allgemeinen Betrachtung über die Härte der Metalle und der zu ihrer Erklärung aufgestellten Gleitebenen-Theorie bespricht der letzte Abschnitt das Härten des Stahles und die hierbei stattfindenden Gefüge- und Eigenschaftsänderungen.

Die Behandlung des sehr umfangreichen Stoffes ist klar und übersichtlich. Das Buch wird in erster Linie Studierenden die Einführung in die Metallkunde erleichtern. Es wird darüber hinaus aber auch Fortgeschrittenen manche wertvolle Anregung bieten. Der deutsche Leser wird es als Mangel empfinden, daß in dem Buch fast ausschließlich die Ergebnisse englischer und amerikanischer Forschungen berücksichtigt worden sind, daher lieber die Bücher von Goerens und Oberhoffer zur Hand nehmen.

A. Pomp.

## Vereins-Nachrichten.

### Verein deutscher Eisenhüttenleute.

#### Änderungen in der Mitgliederliste.

- Götschenberg, Willy*, Dipl.-Ing., Assistent der Vers.-Anstalt der August Thyssen-Hütte, Gewerkschaft, Hamborn a. Rhein, Kasino-Str. 2.  
*Kellermann, Wilhelm*, Generaldirektor der Bergbau-A.-G. Lothringen, Bochum.  
*Krüsemann, August*, Ingenieur der Motorenf. Deutz, A.-G., Köln-Deutz.  
*Neuhauß, Heinrich*, Dr.-Ing., Stahlwerksassistent des Stahlw. Becker, A.-G., Abt. Reinholdhütte, Krefeld-Linn, Greiffenburg-Str. 19.  
*Russell, Ernst*, Essen, Ruhrkohle.  
*Schneider, Karl*, Hüttendirektor, Hannover, Zeppelin-Str. 4.  
*Sommerwerk, August*, Hüttendirektor a. D., Berlin W 57, Froben-Str. 18.

#### Neue Mitglieder.

- Boese, Martin*, Dipl.-Ing., Betriebsing. der Stahl- u. Walzw. Hennigsdorf, A.-G., Berlin-Tegel, Steinberg-Str. 52.  
*Gnoth, Fritz*, Dr., Prokurist der Deutschen Stahl- u. Walzw., A.-G., Siegburg, Wilhelm-Str. 165.  
*Gude, Hans*, Dipl.-Ing., Dortmund. Brückenbau C. H. Jucho, Dortmund, Westenhellweg 64.  
*Hahnel, Paul*, Dipl.-Ing., Maxhütte, Rosenberg, Oberpf.  
*Halbach, Walter*, Wärmeningenieur der Mannesmann-Werke, Remscheid, Stephan-Str. 28.  
*Kamps, Josef*, Ingenieur der Glasw.-Ruhr-A.-G., Essen, Elisabeth-Str. 4.  
*Mailänder, Richard*, Dr.-Ing., Abt.-Vorsteher der Vers.-Anstalt d. Fa. Fried. Krupp, A.-G., Essen, Werder-Str. 12.  
*Ostermann, Heinrich*, Dipl.-Ing., Assistent am Kaiser-Wilhelm-Inst. für Eisenforschung, Düsseldorf 10, Duisburger Str. 124.  
*Pfeiffer, Walter*, Fabrikbesitzer, Ohle i. W.  
*Rath, Emil Otto*, Fabrikdirektor, Hagen i. W., Eckeseyer Str. 115.  
*Schwarzkopf, Fred*, Dr., Dipl.-Ing., Wärmestelle der Rhein-Stahlw., Duisburg-Meiderich, Neu-Str. 2.  
*Stäblein, Fritz*, Dr. phil., Fa. Fried. Krupp, A.-G., Essen, Viktoria-Str. 35.  
*Wanzl, Josef*, Betriebsassistent der A.-G. vorm. Skodaw., Pilsen, C. S. R., Skornanska 17.

#### Gestorben.

- Pfeiffer, Oskar*, Kommerzienrat, Kaiserslautern. 28. 6. 1925