

## Ueber den Flüssigkeitsgrad von Kalksilikaten, Kalkferriten und basischen Siemens-Martin-Schlacken bis 1625°.

Von Kurd Endell, Günther Heidtkamp und Ludwig Hax in Berlin.

[Mitteilung aus dem Laboratorium für bauwissenschaftliche Technologie der Technischen Hochschule zu Berlin.]

(Fehlerquellen bisheriger Messungen. Wirkung von Kristallausscheidungen auf die Zähigkeit von Flüssigkeiten. Ein neues Schwingviskosimeter von 50 bis 0,1 CGS und Temperaturen bis 1650°. Temperatur-Zähigkeitsbeziehungen im System  $\text{CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3$ . Einfluß von  $\text{SiO}_2$  auf die Zähigkeit von Kalkferrit. Flüssigkeitsgrad basischer Siemens-Martin-Schlacken bis 1625°.)

Für die Beurteilung des Ablaufs der Reaktionen bei den Stahlerzeugungsverfahren ist es wichtig, die Abhängigkeit des Flüssigkeitsgrades der Schlacken von Temperatur und chemischer Zusammensetzung zu kennen. Zum besseren Verständnis der Schlacken-zähigkeit sei zum Vergleich in *Zahlentafel 1* eine Uebersicht über die Zähigkeiten einiger Modellflüssigkeiten gegeben.

Zahlentafel 1. Zähigkeit von Modellflüssigkeiten in CGS-Einheiten (Poise).

Stoff	Temperatur °C	Zähigkeit in CGS (Poise)
Wasser . . . . .	20	0,01
oder		
Stahl . . . . .	1600	0,4
Glycerin-Wasser Mischung 2 : 1 . . . . .	20	
Paraffinöl . . . . .	20	1,0
Rizinusöl . . . . .	25	10,0
Schweres Motorenöl (Auto-Sommeröl) oder	20	100,0
Fensterglas . . . . .	1400	

### 1. Beschreibung des Meßverfahrens.

#### a) Fehlerquellen;

#### Einfluß von Kristallausscheidungen auf die Zähigkeit.

Von den meisten Forschern wurde bisher das Verfahren der sich drehenden Zylinder verwendet. E. Diepschlag und F. K. Buchholz<sup>1)</sup> haben Messungen der Zähigkeit von Siemens-Martin-Schlacken in einem Kohlegrießofen in reduzierender Atmosphäre und Graphittiegeln durchgeführt. Chemische Analysen der Schlacken vor und nach dem Versuch fehlen. Die Ergebnisse an sechs Schlacken zeigen Zähigkeiten, die einmal auffallend hoch liegen und zum anderen Unstetigkeiten aufweisen, die wahrscheinlich nichts mit echter Zähigkeit zu tun haben, sondern auf Kristallisationsvorgänge zurückzuführen sind. In reduzierender Atmosphäre und Graphittiegeln kann außerdem aus dem in der Schlacke vorhandenen Eisen- und Manganoxydul das Metall herausreduziert werden und zu Boden sinken. Das an diesen Metalloxyden verarmte Silikatglas muß dann eine höhere Zähigkeit aufweisen, als den Siemens-Martin-Schlacken entspricht; die Messungen an den Schlacken sind zudem größtenteils bei Temperaturen unter 1450° durchgeführt, in einem Bereich also, in dem sich nach unseren Erfahrungen Kristalle ausscheiden.

Die zahlreichen Messungen von F. Hartmann<sup>2)</sup> wurden in verschiedenen Atmosphären und in Sinterkorundtiegeln vorgenommen. Die obere Meßgrenze lag bei 1400 bis 1450°, weil nach den Angaben von Hartmann, die wir bei ähnlichen Versuchen an Stahl- und Mischerschlacken bestätigen konnten, die Schmelzen aus den Tiegeln bei höherer Temperatur Tonerde aufnehmen. Wie aber diese Tonerde auf die Zähigkeit wirkt, ist zur Zeit nicht bekannt.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 525/37.

<sup>2)</sup> Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 564/72.

Die von den genannten Verfassern benutzte Darstellung der Zähigkeit nach der Temperatur läßt in der Deutung der Kurven bei nicht besonders geübten Betrachtern die Vermutung aufkommen, als ob bereits bei 1400° ein sehr weitgehender Grad der Dünflüssigkeit, z. B. von 2 bis 4 Poise, erreicht wäre, der sich bei weiterer Temperatursteigerung nicht mehr wesentlich ändert.

Um darzustellen, wie der Flüssigkeitsgrad mit der Temperatur zunimmt, ist es zweckmäßiger, den Kehrwert der Zähigkeit, d. h. den Flüssigkeitsgrad, gegen die Temperatur aufzutragen. Daraus geht einwandfrei bei unsern Messungen die erhebliche Zunahme des Flüssigkeitsgrades z. B. von Siemens-Martin-Schlacken mit der Temperatur von 1400 bis 1600° hervor (*Abb. 1*).

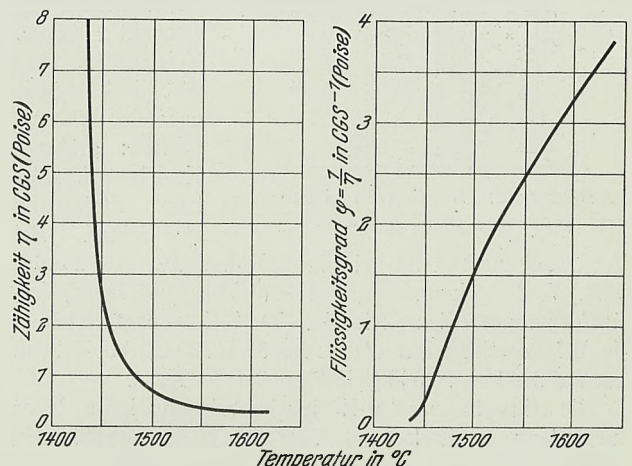


Abbildung 1. Abhängigkeit der Zähigkeit  $\eta$  bzw. seines Kehrwerts  $\varphi = \frac{1}{\eta}$  = Flüssigkeitsgrad der Siemens-Martin-Schlacke (3) von der Temperatur.

Störend für jede Zähigkeitsmessung ist das hohe Kristallisationsvermögen aller dünnflüssigen Silikat-schmelzen bei der Abkühlung. Bereits in dem Bereich von 1500 bis 1400° scheiden sich z. B. bei Siemens-Martin-Schlacke beim Abkühlen Kristalle aus, welche die Zähigkeit zum Teil stark heraufsetzen.

Das Vorhandensein von Kristallen in der Schmelze merkt man grob beim Umrühren der Schmelze mit einem Platinstab, der die Temperatur des Bades angenommen hat. Man hat den Eindruck, eine mit festen Teilchen durchsetzte Flüssigkeit zu rühren. Nimmt man den Platinstab heraus, so bildet die erkaltete Schlacke am Stab keine glatte Schicht, sondern eine Oberfläche mit kantigen Erhebungen je nach der Größe der vorhandenen Kristalle. Eine vollkommen

gleichmäßige Schlacke dagegen bildet stets einen glatten konzentrischen Ueberzug um den Platinstab, auch wenn die Flüssigkeit beim schnellen Erkalten kristallisiert, d. h. nicht glasig erstarrt.

Außerdem beobachtet man bei Siemens-Martin-Schlacken in diesem Gebiet zwischen 1400 und 1500° eine viel stärkere Streuung der Zähigkeitswerte als bei der Messung einer homogenen Schmelze von ähnlicher Zähigkeit und Temperatur. Es ist anzunehmen, daß sich kleinere Kristalle schon bei höheren Temperaturen gebildet haben, als man sie bei dem geschilderten Verfahren feststellen kann. Auch die zeitliche Zunahme der Zähigkeit bei gleichbleibender Temperatur, die sich in diesem Temperaturbereich stets beobachten läßt, kann durch die Annahme zunehmender Kristallisation gedeutet werden.

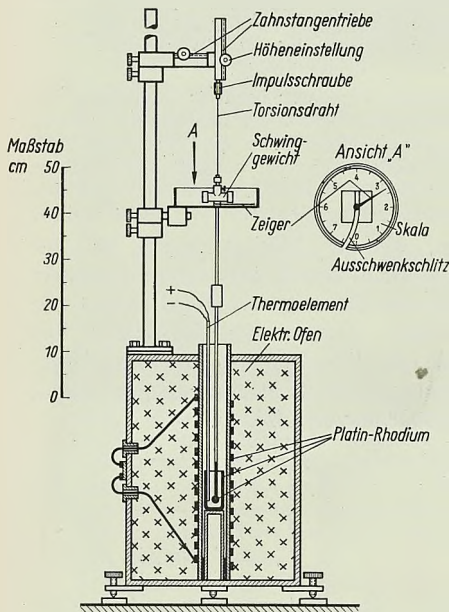


Abbildung 2. Schwingviskosimeter für Gläser und Schlacken.

Bei 25 % Koks Zusatz tritt bei feinem Koks (0,02 bis 0,25 mm Dmr.) Verdoppelung, bei gröberem (0,5 bis 1 mm Dmr.) Verfünffachung der Zähigkeit ein. 50 % Koks Zusatz erhöhen die Anfangszähigkeit des Oeles von 8 auf 200 CGS bei feinem und auf 2000 bis 20 000 CGS bei gröberem Koks.

Die reine Temperatur-Zähigkeitsbeziehung kann daher nur so lange ermittelt werden, als sich in der abkühlenden Schmelze keine Kristalle ausscheiden. Bei Siemens-Martin-Schlacken liegt diese Temperatur nach unseren Beobachtungen in neutraler bis oxydierender Atmosphäre, meist erst oberhalb 1450°. Für den Betrieb kann freilich auch die Kenntnis der Zähigkeit der sich bildenden Kristallbreie vielleicht ebenso wichtig sein wie die der reinen Flüssigkeiten.

### b) Schwingviskosimeter.

Das Verfahren der sich drehenden Zylinder ist unseres Wissens nie für die Messung von Schlackenzähigkeiten, die kleiner als 1 Poise sind, benutzt worden. Das von einem der Verfasser<sup>4)</sup> bei der Messung des Flüssigkeitsgrades von Mansfelder Kupferschlacken benutzte Kugelziehviskosimeter ist zur Messung kleinerer Viskositäten als 6 Poise nicht geeignet, weil wegen des verhältnismäßig großen Trägheitsmomentes des Waagebalkens bei Anwendung kleinerer Ziehkräfte bis zum Durchlaufen der Ziehstrecke keine gleichbleibende Geschwindigkeit der Kugel erreicht wird.

<sup>3)</sup> C. Wens, ferner P. Rosin, R. Fehling: Angew. Chem. 48 (1935) S. 76/79 und Beiheft Nr. 12 (1935) S. 14.

<sup>4)</sup> K. Endell: Met. u. Erz 31 (1934) S. 353/57.

Zur Messung sehr hoher Dünnflüssigkeiten, wie z. B. beim flüssigen Stahl bei 1600°, der eine Viskosität wie die des Wassers von 0,01 Poise hat, haben P. Oberhoffer, A. Wimmer u. a.<sup>5)</sup> ein Schwingviskosimeter benutzt.

Für unsere Zwecke haben wir das in Abb. 2 dargestellte Schwingviskosimeter entwickelt, das nach einem anderen Grundgedanken arbeitet als das bisher für flüssige Stahlschmelzen benutzte.

Zahlentafel 2. Zähigkeits-Temperaturmeßpunkte im System CaO-SiO<sub>2</sub>.

Einwaage in Gewichtsprozenten		Analyse in Gewichtsprozenten		Zähigkeits-Temperaturmeßpunkte						
CaO	SiO <sub>2</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>							
45	55	45,3	54,7	1642	1602	1573	1544	1517		° C
				2,7	3,1	3,7	4,2	5,6		Poise
49	51	49,0	51,0	1647	1629	1597	1567	1547		° C
				1,8	2,0	2,3	2,7	3,0		Poise
54	46	54,0	46,0	1633	1598	1566	1537	1501	1448	° C
				1,2	1,4	1,6	2,0	2,4	3,4	Poise

Schwinggewicht, Verlängerungsstab und Platinkugel sind fest miteinander verbunden und bilden den eigentlichen Schwingkörper, der an einem Torsionsdraht hängt und durch die Impulsschraube in Schwingungen versetzt werden kann. Läßt man mittels der Höheneinstellung die Platinkugel des Schwingkörpers in die im Platintiegel befindliche Schmelze eintauchen, dann führt der Schwingkörper je nach der Größe der Zähigkeit eine mehr oder weniger gedämpfte Schwingung aus, deren Umkehrpunkte auf der Skala von oben her (Ansicht A) abgelesen werden können.

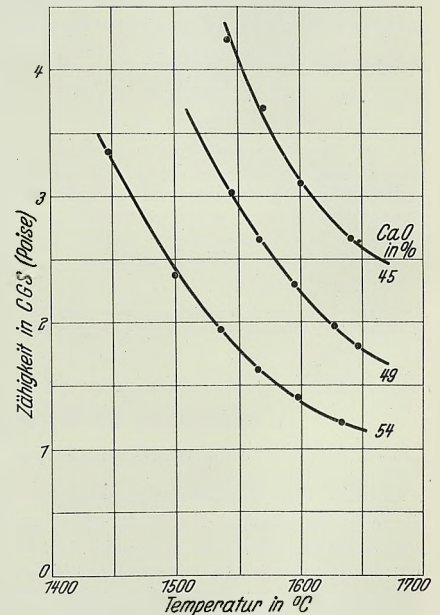


Abbildung 3. Abhängigkeit der Zähigkeit von der Temperatur im System CaO-SiO<sub>2</sub>.

Das Drehmoment, das der schwingende Tauchkörper durch die Schmelze erfährt, ist nicht mehr der Drehgeschwindigkeit proportional, wenn man in das Gebiet der turbulenten Strömung kommt. Da aber kleinere Viskositäten als 0,1 Poise nicht gemessen wurden, kann bei den Abmessungen der Versuchsanordnung und der Drehgeschwindigkeit der schwingenden Kugel Turbulenz nicht auftreten. Die obere Meßgrenze liegt bei etwa 50 Poise. Weitere Einzelheiten der Eichung, der Berechnung der Fehlerquellen usw. dieser Vorrichtung sind an anderer Stelle veröffentlicht worden<sup>6)</sup>.

Die Genauigkeit der mit dieser Vorrichtung gemessenen Zähigkeit beträgt bis 1650° ± 20 %, die Reproduzierbarkeit ± 10 %.

Der benutzte Ofen war mit einer 30prozentigen Rhodium-Platin-Draht-Innenwicklung auf einem

<sup>5)</sup> A. Wimmer: Dr.-Ing.-Dissertation, Technische Hochschule Aachen 1922.

<sup>6)</sup> G. Heidtkamp und K. Endell: Glastechn. Ber. 14 (1936) S. 89/103.

Korundrohr nach Angaben von F. M. Jäger<sup>7)</sup> ausgerüstet. Die Innenwicklung hatte eine lichte Weite von 50 mm und eine Länge von 300 mm. Der Draht (0,8 mm Dmr.) selbst wurde eingebettet in eine hochfeuerfeste Masse, bestehend aus 95 Gewichtsteilen Korraffin (geschmolzener Korund) Nr. 200, 3 Gewichtsteilen Kaolin und 2 Gewichtsteilen Natrium-Bentonit. Die Masse bewährte sich im Dauergebrauch bei 1650° ausgezeichnet. Die Atmosphäre des unten geschlossenen Ofens dürfte neutral bis oxydierend sein.

Als Tiegel diente teils technisches Platin, teils eine 30prozentige Rhodium-Platin-Legierung. Rhodium-Platin wies bei hohen Temperaturen größere Festigkeiten als Platin auf und wurde deshalb als Stab der schwingenden Kugel benutzt. Allerdings scheint das Platin-Rhodium stärker angegriffen zu werden als das Platin. Siemens-Martin-Schlacken greifen z. B. in neutraler bis oxydierender Atmosphäre bis etwa 1625° technisch reines Platin praktisch nicht an; sehr eisenoxydreiche Kalkferrite lösen Platin in geringen Mengen, die unter 0,1 % liegen, auf.

## 2. Ergebnisse der Messungen.

### a) Ergebnisse im System CaO-SiO<sub>2</sub>.

C. H. Herty und Mitarbeiter<sup>8)</sup> haben im System CaO-SiO<sub>2</sub> einen Tiefwert der Zähigkeit oberhalb der Liquiduslinie bei der Zusammensetzung, die der Verbindung Kalziummetasilikat entspricht, gefunden. Beim Natriummetasilikat<sup>9)</sup> konnte ein solcher Tiefwert nicht ermittelt werden. Es schien daher wünschenswert, diesen Teil des Systems CaO-SiO<sub>2</sub> im Schwingviskosimeter nachzumessen.

Die Meßpunkte sind in *Zahlentafel 2* wiedergegeben und in *Abb. 3* zeichnerisch dargestellt.

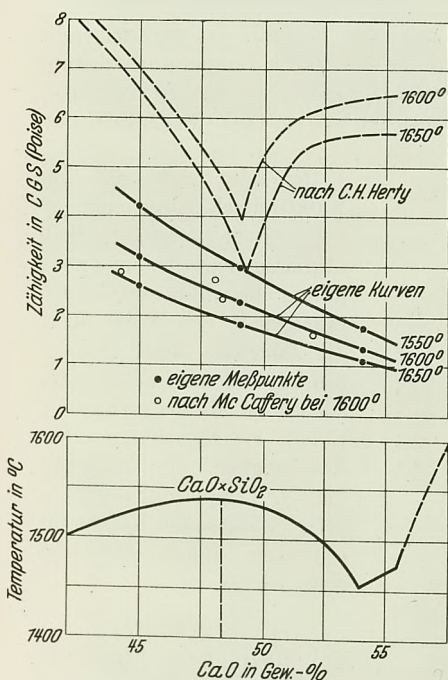


Abbildung 4. Zähigkeitsisothermen und Liquiduslinie im System CaO-SiO<sub>2</sub>.

Wie die *Abb. 4* zeigt, ergeben die eigenen Messungen der drei Schmelzen bei 45, 49 und 54% CaO, die aus Dörentrupper-Sand (99,9% SiO<sub>2</sub>) und CaCO<sub>3</sub> zusammengeschmolzen wurden, eine stetige Abnahme der Zähigkeit mit steigendem Kalkgehalt CaO, ähnlich wie dies im System Na<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub><sup>9)</sup> beobachtet wurde.

Bei der Aufstellung der Zähigkeitsisothermen von Herty jun. und Hartgen<sup>8)</sup> scheinen somit den Verfassern Meßfehler

<sup>7)</sup> Anleitung zur Ausführung exakter physikochemischer Messungen bei höheren Temperaturen (Groningen 1913) S. 40.

<sup>8)</sup> Min. Metallurg. Invest. Bull. 47, 1930; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 463/65.

unterlaufen zu sein; auf keinen Fall aber ist die zweite Darstellung zulässig, die von beiden gewählt wurde, und die in *Abb. 5* wiedergegeben ist. Sie trugen für die Zähigkeitswerte jeweils 25, 50, 75 und 100° oberhalb der Liquiduslinie auf.

Nimmt die Zähigkeit mit steigendem Gehalt an CaO (bzw. Na<sub>2</sub>O) und steigender Temperatur gleichmäßig ab,

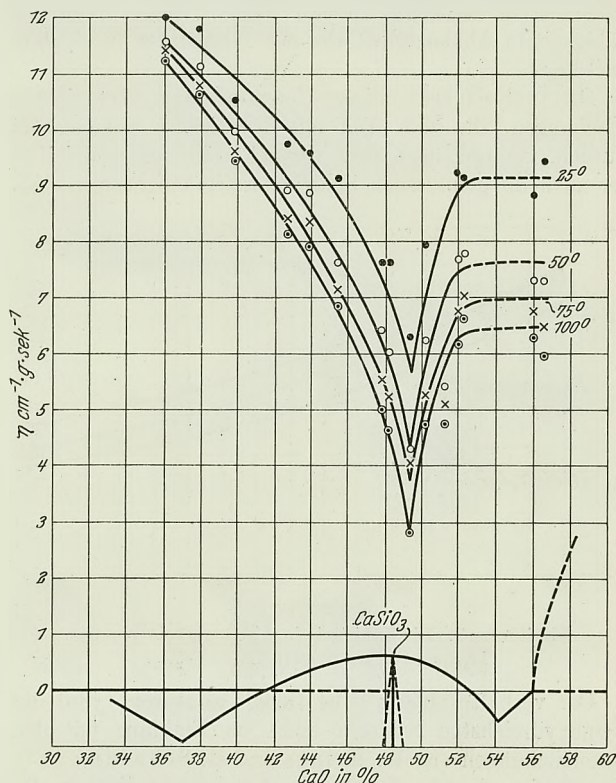


Abbildung 5. Flüssigkeitsgradkurven für übereinstimmende Temperaturen (je 25°, 50°, 75° und 100° über den Schmelzpunkten).

In *Abb. 4* sind die Zähigkeitsisothermen für 1550°, 1600° und 1650° wiedergegeben.

Gleichzeitig sind die Isothermen bei 1600° und 1650° von Herty und die Meßpunkte von McCaffery bei 1600° mit eingezeichnet. Der Letztgenannte bestimmte im System CaO-SiO<sub>2</sub> nur wenige Meßpunkte, weil er sich die Messung des Vierstoffsystems CaO, MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> zur Erforschung der Hochofenschlacken als Aufgabegestellt hatte.

Wie die *Abb. 4*

wie das bisher gefunden wurde, dann müssen die Zähigkeitslinien von 25, 50, 75 und 100° über der Liquiduslinie dort einen Tiefwert zeigen, wo die Liquiduslinie einen Höchstwert hat und umgekehrt. Ein schematisches Bild der Fehldarstellung ist aus *Abb. 6* ersichtlich. Die Zähigkeit, als

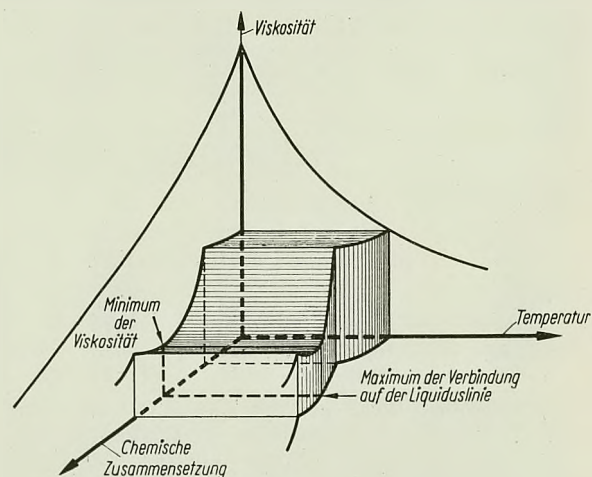


Abbildung 6. Fehldarstellung der Zähigkeitswerte oberhalb der Liquiduslinie.

Funktion der Temperatur und Zusammensetzung gezeichnet, ergibt eine in *Abb. 6* nach vorn abschüssige Oberfläche. Die Zähigkeit bei der Liquiduslinie — bzw. einer Parallelen im Abstand von 25, 50, 75 oder 100° dazu — erhält man durch Hochloten dieser Linie in die Oberfläche und durch Proji-

zieren der in der Oberfläche erhaltenen Linie auf die Zähigkeits-Zusammensetzungsebene.

b) Ergebnisse im System CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Kalkferrite gelten von jeher als sehr dünnflüssig, obwohl unseres Wissens ihr Flüssigkeitsgrad noch niemals gemessen und mit den Zähigkeiten von Kalksilikaten oder Stahlschlacken in Beziehung gesetzt wurde. Abb. 7 zeigt die Zähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur im System CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Die Analysen der zu diesen Untersuchungen verwendeten Mischungen, die zum Teil mit Kieselsäure angereichert wurden, vor und nach dem Versuch zeigt *Zahlentafel 3*, in der auch die gemessenen Zähigkeitswerte eingetragen sind.

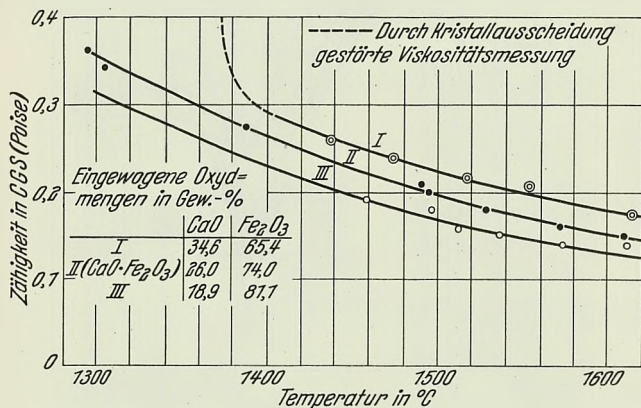


Abbildung 7. Die Zähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur im System CaO · Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Der verhältnismäßig hohe Gehalt an Eisenoxydul der eisenoxydreichsten Schlacke steht im Einklang mit den Untersuchungen von W. Krings und H. Schackmann<sup>9)</sup>, wonach im System CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> der Sauerstoffdruck des dissoziierten Eisenoxyds mit fallendem Kalkgehalt immer größer wird. Abb. 8 zeigt die Zähigkeitsisothermen und

Zahlentafel 3. Chemische Zusammensetzung von Kalkferriten und Kalkferriten mit steigendem Kieselsäuregehalt. Zähigkeitswerte in CGS (Poise).

a) Einwaage. b) Nach dem Versuch.

Chemische Zusammensetzung	I		II		III		IV		V		VI	
	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b
CaO . . . . .	34,6	34,6	26,0	24,8	18,9	13,5	23,5	21,4	18,3	17,8	15,6	14,9
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . . . . .	65,4	61,6	74,0	72,9	81,1	73,9	66,5	61,7	51,7	41,9	44,4	31,0
FeO . . . . .	—	2,7	—	1,7	—	10,7	—	5,5	—	9,9	—	14,2
Fe gesamt . . . . .	45,6	45,3	51,1	52,3	56,8	<sup>2)</sup> 60,1	46,5	47,4	36,2	35,7	31,1	32,7
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . . . . .	—	<sup>1)</sup> 0,7	—	<sup>1)</sup> 0,9	—	<sup>2)</sup> 1,2	—	<sup>1)</sup> 0,7	—	<sup>1)</sup> 0,2	—	<sup>1)</sup> 0,4
SiO <sub>2</sub> . . . . .	—	<sup>1)</sup> 0,3	—	<sup>1)</sup> 0,1	—	<sup>1)</sup> 0,2	10,0	10,3	30,0	29,0	40,0	39,1

Zähigkeitswerte in CGS (Poise).							
Temperatur °C	I	II	III	IV	V	VI	
1300	fest	0,35	0,31	0,47	fest	fest	
1350	fest	0,31	0,27	0,38	10	rd. 9 (?)	
1400	0,29	0,26	0,23	0,32	0,7	1,75	
1450	0,25	0,23	0,20	0,28	0,46	1,3	
1500	0,22	0,20	0,17	0,26	0,37	1,05	
1550	0,20	0,17	0,15	0,23	0,33	0,8	
1600	0,18	0,15	0,13	0,21	0,30	0,7	

<sup>1)</sup> Die geringen Mengen an SiO<sub>2</sub> und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dürften durch das Einfüllen der Rohmischung durch ein Quarzrohr bzw. Berührung der Beschickung mit der Tonerde-Einbettung herrühren.

<sup>2)</sup> Der zu hohe Gesamt-Eisengehalt kommt möglicherweise daher, daß etwas Hammerschlag von der zundernden Eisenzange beim Herausnehmen des Tiegels in die Schmelze gefallen ist.

Schmelzpunkte im System CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Wie daraus hervorgeht, nehmen die Zähigkeiten gleichmäßig mit steigendem Eisenoxydgehalt ab.

<sup>9)</sup> Z. Elektrochem. 41 (1935) S. 479/87; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 1541/43. J. White, R. Graham, R. Hay: J. Iron Steel Inst. 131 (1935) S. 91/113; vgl. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 966/68.

e) Einfluß von Kieselsäure auf geschmolzenen Kalkferrit CaO · Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Wegen der Uebertragung der Ergebnisse der vorliegenden Messungen auf die bei der Stahlerzeugung entfallenden Schlacken, die meist zwischen 10 und 30 % SiO<sub>2</sub> neben kalkferritartigen Bestandteilen enthalten, wurde der Einfluß

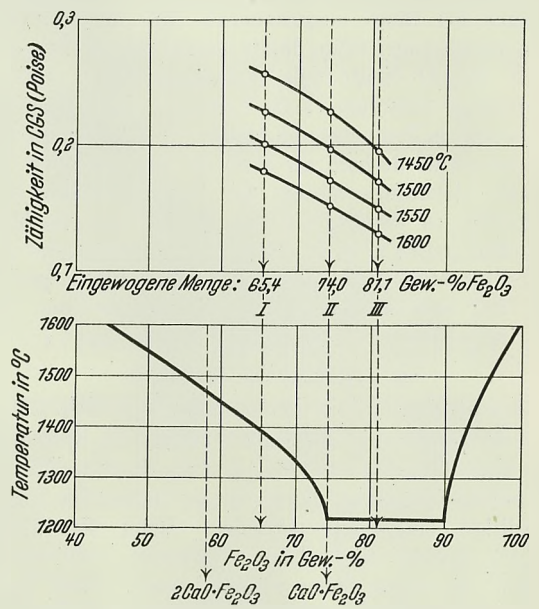


Abbildung 8. Zähigkeitsisothermen und Schmelzpunkte im System CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

steigender Mengen Kieselsäure auf das Kalkferrit CaO · Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> untersucht. Abb. 9 zeigt den Einfluß, den ein steigender Kieselsäurezusatz auf die Zähigkeits-Temperaturbeziehung der Verbindung CaO · Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ausübt. In Abb. 10 sind ferner die Zähigkeitsisothermen im System CaO · Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> dargestellt.

Es zeigt sich, daß die Kalkferritschmelzen mit zunehmendem Kieselsäuregehalt zähflüssiger werden, und zwar nimmt bei höherem Kieselsäuregehalt von 30 bis 40 % die Zähigkeit dieser Schmelzen mit fallender Temperatur stärker zu als bei geringerem Gehalt an Kieselsäure. Die Abhängigkeit der Zähigkeit von der Temperatur der 40 % SiO<sub>2</sub> enthaltenden Kalkferritschmelzen ähnelt schon der eines Glases.

d) Ergebnisse bei basischen Siemens-Martin-Schlacken.

Untersucht wurden zunächst vier verschiedene Siemens-Martin-Schlacken, die den Verfassern freundlichst zur Verfügung gestellt

wurden. Sie stammen nicht aus einer Schmelzung eines Ofens, sondern von drei verschiedenen Oefen eines Werkes und einem weiteren Ofen bei einem andern Werk. Die chemische Zusammensetzung der Schlacken vor und nach den Versuchen sowie die Zusammensetzung des bei diesen Schlacken angefallenen Stahles sind in *Zahlentafel 4* angegeben.

Daß oxydierende Ofenatmosphäre vorhanden gewesen ist, ist daran erkenntlich, daß der Eisenoxydulgehalt der Schlacken im Anlieferungszustand in allen Fällen vollständig zu Eisenoxyd oxydiert ist. Die übrigen Bestandteile

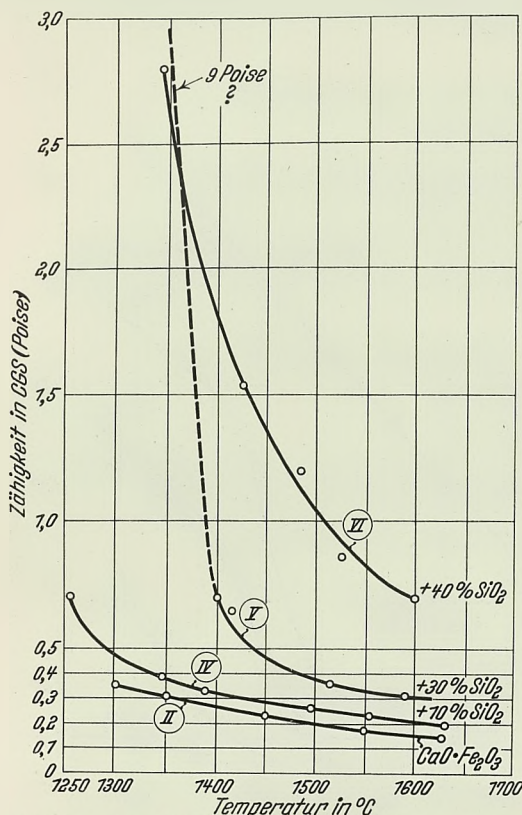


Abbildung 9. Einfluß steigender  $\text{SiO}_2$ -Mengen auf die Zähigkeitstemperatur. Beziehung von  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ .

sind, abgesehen von dem Tonerdegehalt der Schlacke 2 b, dessen Erhöhung von 1,6 auf 4% wohl durch losgelöste Tonerdekörnchen von der Innenwandung bedingt sein dürfte, durch den erneuten Schmelzvorgang kaum verändert.

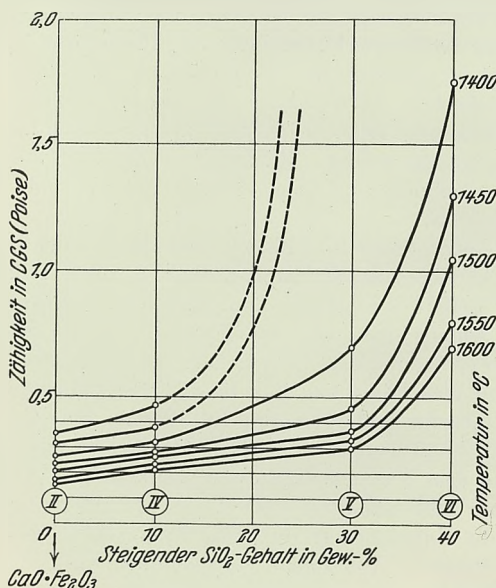


Abbildung 10. Zähigkeitsisothermen im System  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ .

Lediglich der Gesamtschwefelgehalt hat stark abgenommen bzw. ist ganz verschwunden.

Die nachfolgenden Zähigkeitswerte gelten daher streng nur für die vorliegende Ofenatmosphäre.

Die zeichnerische Darstellung der Abhängigkeit der Zähigkeit und des Flüssigkeitsgrades von der Temperatur zeigen die Abb. 11 und 12, in die außer den Werten für die genannten vier Siemens-Martin-Schlacken auch die für  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$  und  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  eingetragen sind.

Die echten Zähigkeiten sind darin als ausgezogene Linien, die durch stärkere Kristallausscheidung gestörten Messungen in gestrichelter Form dargestellt.

Zahlentafel 4. Chemische Zusammensetzung (a: Anlieferungszustand, b: nach dem Versuch) von vier Siemens-Martin-Schlacken und des bei den Endschlacken gefallenen Stahles, sowie der Zähigkeitswerte in CGS (Poise) dieser Schlacken.

Bezeichnung . . . . .	1		2		3		4	
	a	b	a	b	a	b	a	b
Chemische Zusammensetzung								
$\text{SiO}_2$ . . . . . %	9,6	10,1	20,6	20,3	19,0	18,6	14,3	14,4
$\text{Al}_2\text{O}_3$ . . . . . %	1,5	1,7	1,6	4,0	1,4	1,5	1,5	1,8
$\text{TiO}_2$ . . . . . %	0,3	0,4	0,6	0,7	0,6	0,7	0,2	0,2
$\text{FeO}$ . . . . . %	9,8	0	5,7	0	6,1	0	12,7	0
$\text{Fe}_2\text{O}_3$ . . . . . %	6,8	18,3	3,1	9,7	3,1	10,8	4,1	19,2
$\text{MnO}$ . . . . . %	8,6	8,6	9,3	9,0	13,9	13,8	10,3	10,3
$\text{CaO}$ . . . . . %	49,9	49,5	47,4	46,6	46,1	44,8	41,5	41,1
$\text{MgO}$ . . . . . %	6,5	5,8	8,3	6,8	5,6	5,9	9,8	9,9
$\text{P}_2\text{O}_5$ . . . . . %	3,2	3,2	1,4	1,4	2,2	2,2	1,8	2,0
Gesamt-S . . . . . %	0,2	0	0,1	0	0,3	0,1	0,3	0,1
Summe . . . . . %	96,4	97,6	98,1	98,5	98,3	98,4	96,5	99,0
Zusammensetzung des bei den Endschlacken (a) gefallenen Stahles	C %	0,065	0,3	0,6	rd. 0,1			
	Si %	—	0,30	0,027	nicht bekannt			
	Mn %	0,39	0,72	0,28				
	P %	0,020	0,029	0,028				
	S %	0,020	0,025	0,029				
Zähigkeitswerte in CGS (Poise)								
Temperatur °C	1	2	3	4				
1400	4	4	5	fest				
1450	1	1,81	2,2	6				
1500	0,32	0,6	0,65	3,2				
1550	0,23	0,36	0,4	1,3				
1600	0,21	0,27	0,31	0,6				

In diesen gestrichelten Aesten handelt es sich nur um scheinbare Zähigkeit von Kristallbreien, aber nicht um den Zähigkeitsverlauf der Flüssigkeit. Diese Unterscheidung hat zunächst nur theoretische Bedeutung, für den Betrieb hingegen dürfte wohl auch, wie schon erwähnt, der Flüssigkeitsgrad der Kristallbreie von Bedeutung sein. Wenn die Kristalle in der Flüssigkeit überwiegen, zeigen die Schlacken das Verhalten einer mehr oder weniger plastischen Masse, die sich bei hohen Temperaturen ähnlich verhält wie z. B. ein mit Wasser angemachter Tonklumpen bei Zimmertemperatur. Beim langsamen Rühren, also z. B. unter dem Einfluß äußerer Kräfte, verändert, besonders mit zunehmender Anzahl der vorhandenen Kristalle, der Kristallbrei seine Form und behält diese Form nach Verschwinden dieser Kräfte bei. Er zeigt also Zeichen echter Plastizität. Bei weiterer Abkühlung erstarren die Schlacken völlig in einem Temperaturbereich von meist etwa 1350 bis 1300°.

Wenn man den Flüssigkeitsgrad verschieden zusammengesetzter Schlacken auch in Abhängigkeit z. B. vom Kohlenstoffgehalt des erzeugten Stahles vergleichen will, sollte man nur die meist erst oberhalb 1500° einsetzenden Kurvenäste der echten Zähigkeit miteinander vergleichen.

Diese Aeste kommen besser als bei der Zähigkeit bei der Darstellung der reziproken Zähigkeit, also des Flüssigkeitsgrades (Abb. 12), heraus. Die prozentuale Abnahme der Zähigkeit bzw. die Zunahme des Flüssigkeitsgrades der gewissermaßen Grenzkurven des Zähigkeitsbereichs der Siemens-Martin-Schlacken darstellenden Systeme  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$

und  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  ist fast gleich. Der verschiedene Neigungswinkel ist nur durch die Darstellung bedingt.

Die Siemens-Martin-Schlacken 1 bis 3 zeigen erst oberhalb  $1530^\circ$  fast dieselbe prozentuale Zunahme des Flüssigkeitsgrades wie Kalksilikat  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$  und Kalkferrit  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ . Daraus ist zu schließen, daß bei der Abkühlung bei etwa  $1530^\circ$  die Ausscheidung von Kristallen beginnt, die aber, wie zuvor geschildert wurde, erst einwandfrei nach Bildung größerer Kristalle erkannt werden kann. Schlacke 4 (gefallen beim Schrottkohlungsverfahren) scheint sogar bei

Flüssigkeit nebeneinander liegen, Reaktionen langsamer vor sich gehen, als wenn nur flüssige Phase vorliegt, da der im Verhältnis zum Kristall „ungeordnete“ Zustand im flüssigen Glas, in dem keine Verbindung bisher nachgewiesen werden konnte, jeden Reaktionseintritt beschleunigen dürfte.

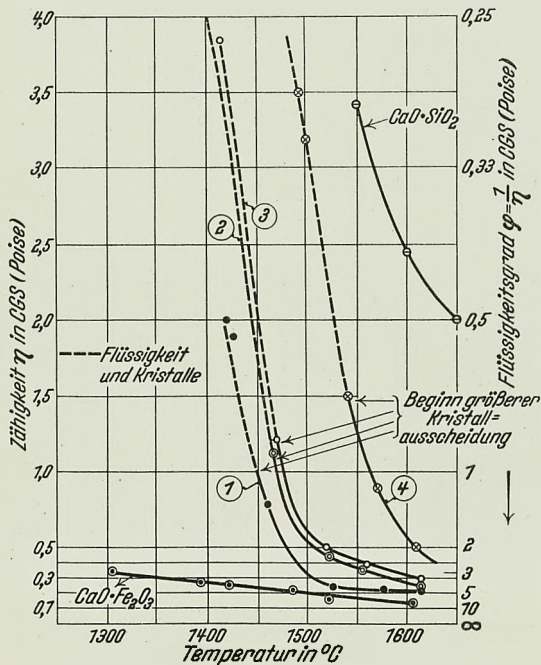


Abbildung 11. Zähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur bei vier verschiedenen basischen Siemens-Martin-Schlacken (1 bis 4),  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  und  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ .

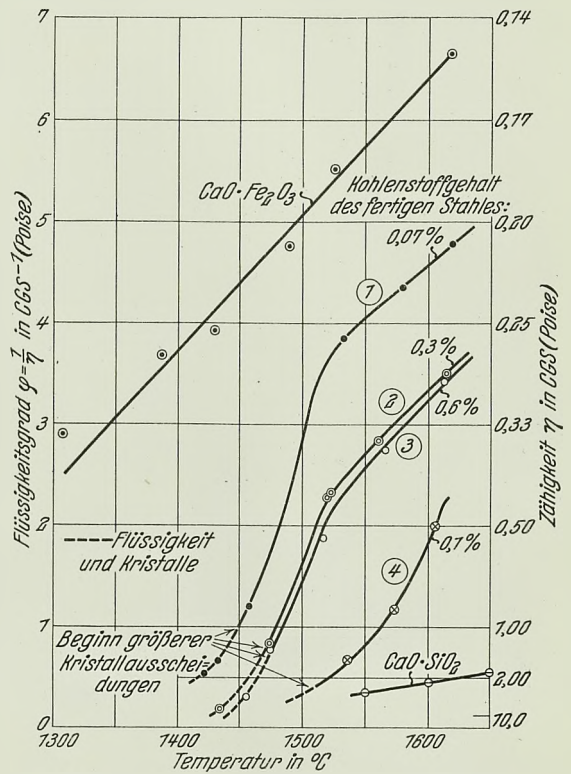


Abbildung 12. Der Flüssigkeitsgrad in Abhängigkeit von der Temperatur von vier verschiedenen basischen Siemens-Martin-Schlacken,  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  und  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ .

$1600^\circ$  noch nicht vollkommen flüssig, d. h. völlig kristallfrei zu sein.

#### 4. Folgerungen für den Betrieb.

Die Untersuchung der Zähigkeit von vier Siemens-Martin-Schlacken hat gezeigt, daß bei dem besonders in Frage kommenden Temperaturbereich von  $1400$  bis  $1600^\circ$  diese Siemens-Martin-Schlacken in oxydierender Atmosphäre untersucht, etwa zehnmal dünnflüssiger sind als z. B. Hochofenschlacken und in ihrem Flüssigkeitsgrad zwischen dem Kalksilikat  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$  und Kalkferrit  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  stehen. Kalkferrite sind stets dünnflüssiger als die untersuchten Siemens-Martin-Schlacken; durch  $\text{SiO}_2$  werden diese angesteift.

Die Unterschiede zwischen den vier untersuchten Schlacken im dünnflüssigen Bereich, in dem keine Kristallausscheidungen auftreten, die also in engerem Sinne nur vergleichbar sind, sind gering. Am dünnflüssigsten ist die Schlacke Nr. 1 mit dem geringsten Kieselsäuregehalt, bei der ein Stahl mit  $0,07\%$  C anfiel. Ob dies Zufall ist, müssen weitere Untersuchungen zeigen.

Allgemein nimmt der Flüssigkeitsgrad der vier Siemens-Martin-Schlacken von  $1450$  bis  $1625^\circ$  auf den drei- bis vierfachen Betrag zu.

In allen Fällen zeigt sich beim Abkühlen unterhalb  $1500^\circ$ , spätestens bei  $1450^\circ$ , deutlich erkennbare Kristallausscheidung, die alle Zähigkeitsbetrachtungen unsicher macht. Es ist anzunehmen, daß in dem Gebiet, in dem Kristalle und

#### Zusammenfassung der Ergebnisse.

Es wurden die Temperatur-Zähigkeitsbeziehungen im System  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  sowie der Einfluß von steigendem Kieselsäuregehalt auf Kalkferrit  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  erstmalig unter einwandfreien Bedingungen im Platintiegel und in neutraler bis oxydierender Atmosphäre bis  $1625^\circ$  gemessen.

Irgendwelche Rückschlüsse auf das Vorkommen von Verbindungen im flüssigen Zustand dieser Systeme konnten nicht gefunden werden. Rückschlüsse aus den Schmelzpunktschaubildern auf den Flüssigkeitsgrad sind daher nicht möglich.

Die Abhängigkeit des Flüssigkeitsgrades von der Temperatur von vier Siemens-Martin-Schlacken, die bei Stählen mit  $0,6$  bis  $0,07\%$  C gefallen sind, zeigt nur verhältnismäßig geringe Unterschiede. Am dünnflüssigsten ist die Schlacke mit dem geringsten Kieselsäuregehalt. Der Flüssigkeitsgrad nimmt in allen Fällen von  $1450$  bis  $1625^\circ$  erheblich zu. Die Siemens-Martin-Schlacken sind in diesem Bereich etwa zehnmal dünnflüssiger als Hochofenschlacken und liegen zwischen dem Flüssigkeitsgrad von Kalksilikat  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$  als oberer und Kalkferrit  $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  als unterer Grenze, sofern die Untersuchung im Platintiegel und in neutraler bis oxydierender Atmosphäre vorgenommen wird.

Der Helmholtz-Gesellschaft zur Förderung der physikalisch-technischen Forschung, e. V., sei für eine Beihilfe zur Durchführung dieser Untersuchungen herzlichst gedankt.

# Ueber die Wirkung des Phosphors auf die Eigenschaften von basischem unlegiertem Stahl.

Gruppe **B**, Nr. 206

Gruppe **E**, Nr. 527

Von Arno Ristow und Karl Daeves in Düsseldorf sowie von Ernst Hermann Schulz in Dortmund.

Bericht Nr. 314 des Stahlwerksausschusses und Nr. 347 des Werkstoffausschusses  
des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 32, S. 889/99; Heft 33, S. 921/30.

## Erfahrungen mit neueren Umsteuervorrichtungen von Siemens-Martin-Oefen.

Gruppe **B**, Nr. 208

Gruppe **D**, Nr. 172

Bericht Nr. 315 des Stahlwerksausschusses und Mitteilung Nr. 233 der Wärmestelle  
des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 35, S. 965/70.

## Weitere Versuche mit feuerfesten Sondersteinen an Elektroofengewölben.

Gruppe **B**

Nr. 209

Von Hubert Kral in Düsseldorf.

Bericht Nr. 316 des Stahlwerksausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 36, S. 1000/02.

## Gasbrenner.

Gruppe **D**

Von Gustav Neumann in Düsseldorf.

Nr. 171

Mitteilung Nr. 232 der Wärmestelle des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.  
Herausgegeben von Kurt Rummel.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 34, S. 941/52.

## Ersparnis an ausländischen Zahlungsmitteln durch sachgemäße Oelbewirtschaftung im Verbraucherbetrieb.

Gruppe **D**

Nr. 173

Von Anton Baader in Köln.

Bericht Nr. 13 der Gemeinschaftsstelle Schmiermittel des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 37, S. 1026/30.

## Güteüberwachung des Automatenstahles in der Zieherei.

Gruppe **E**

Von Fritz Bonsmann in Hohenlimburg und Max Komers in Düsseldorf.

Nr. 533

Bericht Nr. 349 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 34, S. 952/55.

## Eigenschaften der Automatenstähle.

Gruppe **E**

Von Karl Stein in Hagen-Haspe.

Nr. 534

Bericht Nr. 350 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 36, S. 993/99.

## Neuere Härteprüfer.

Gruppe **E**

Von Walter Hengemühle in Essen.

Nr. 535

Bericht Nr. 351 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 56 (1936) Heft 37, S. 1017/25.





Berichtigung.Spezifische Wärme, Entropie und Bildungsarbeit  
des Eisenkarbids  $Fe_3C$ .Gruppe **B**

Zu Nr. 204

Von Carl Schwarz und Hermann Ulich in Aachen.

In unserem unter obiger Ueberschrift erschienenen Aufsatz<sup>1)</sup> sind in *Zahlentafel 1*, welche von G. Naeser gemessene Wärmeinhalte unseren nach einer Näherungsformel berechneten Werten gegenüberstellt, infolge von Abschreibefehlern einige Zahlenwerte falsch wiedergegeben worden. Richtig sind folgende Zahlen, die mit einem Molekulargewicht von 179,5 für  $Fe_3C$  gerechnet worden sind.

Zahlentafel 1. Vergleich der gemessenen und nach den Näherungsformeln 2 bzw. 3 berechneten Wärmeinhalte  $_{298,2}^{T}$  für den Bereich von 25 bis 763° (298 bis 1036,5° K).

Temperatur		Wärmeinhalt $_{298,2}^{T}$	
° C	° K	gemessen von Naeser kcal/kg	näherungsweise berechnet kcal/kg
104,3	377,5	11,633	11,601
105,1	378,3	11,791	11,723
157,4	430,6	19,848	19,875
177,1	450,3	22,923	22,970
201,6	474,8	27,265	26,819
221,3	494,5	30,503	29,913
249,1	522,3	34,906	34,281
310,0	583,2	44,386	43,848
360,1	633,3	51,904	51,720
404,3	677,5	58,556	58,663
487,3	760,5	71,393	71,703
523,8	797,0	77,199	77,437
524,8	798,0	77,339	77,594
640,0	913,2	95,516	95,692
763,3	1036,5	114,939	115,063

Auf die Versehen hat uns dankenswerterweise G. Naeser aufmerksam gemacht. Wir möchten bei dieser Gelegenheit zur Vermeidung von Mißverständnissen betonen, daß unsere Veröffentlichung nicht eine Kritik der Naeserschen Arbeit an sich darstellt. Der Unterschied zwischen unserer Berechnung und der von Naeser besteht wesentlich darin, daß wir seine Meßpunkte unter 0° C durch eine gebogene Linie verbinden, während Naeser eine Gerade durchlegte, da seine Rechnung über die mittleren spezifischen Wärmen die Besonderheiten der Kurve verwischt. Die von uns durchgelegte gebogene Linie läßt sich durch die bekannte Debye-Funktion darstellen, ein Beweis für die Genauigkeit der Naeserschen Messungen.

<sup>1)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 11/12.



# Die elektrolytische Bestimmung von nichtmetallischen Einschlüssen in Eisen und Stahl.

Von Karl-Heinz Kippe in Osnabrück und Oskar Meyer in Bitterfeld.

[Mitteilung aus dem Eisenhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule Aachen\*].

(Einschlüsse im Stahl. Bestimmung von Sauerstoffeinschlüssen. Elektrolytische Rückstandsbestimmung. Verfahren von Fitterer, Scott, Treje und Benedicks. Bestimmung der Kieselsäure- und Tonerdeinschlüsse. Verhalten der Nitride, Sulfide, Phosphide und Karbide. Eisenoxydul-, Manganoxydul- und Silikateinschlüsse. Folgerungen.)

Auf die Eigenschaften eines Stahles haben auch die nichtmetallischen Einschlüsse einen Einfluß. Umstritten ist noch die Art des Einflusses, weil die Bestimmung von Menge und Zusammensetzung dieser Einschlüsse schwierig ist. Zahlreiche Forschungsarbeiten befaßten sich mit der Entstehung und Bestimmung der oxydischen Einschlüsse. Als solche kommen in Betracht Eisenoxydul, Manganoxydul, Kieselsäure und Tonerde, die Verbindungen oder Lösungen untereinander und mit Eisen- und Mangansulfid bilden können.

Es hat nicht an Bemühungen gefehlt, einwandfreie und einfache Verfahren zur Bestimmung von Sauerstoffeinschlüssen zu entwickeln. Die Verfahren lassen sich einteilen in:

1. Rückstandsverfahren
  - a) mit Halogenen, Salzlösungen oder Säuren,
  - b) mittels Elektrolyse.
2. Reduktionsverfahren
  - a) mit Wasserstoff,
  - b) mit Kohlenstoff im Vakuum.

Unter Berücksichtigung der bisherigen Erfahrungen sind Untersuchungen über die Brauchbarkeit der verschiedenen Verfahren von F. Meißner<sup>1)</sup> sowie P. Klinger und H. Fücke<sup>2)</sup> angestellt worden; auf das in diesen Arbeiten angeführte Schrifttum wird verwiesen. Tonerde- und Kieselsäureinschlüsse können nach den meisten chemischen Rückstandsverfahren bestimmt werden. Dagegen gibt es noch kein Verfahren zur vollständigen Erfassung der Eisenoxydul- und Manganoxydulschlüsse. Diese werden von allen Lösungsmitteln, die zur Trennung der Metalle von den Einschlüssen herangezogen wurden, mehr oder weniger stark angegriffen. Das von F. Willems<sup>3)</sup> verbesserte Rückstandsverfahren mit alkoholischer Jodlösung, das als einziges eine nichtwässrige Lösung benutzt, soll die Erfassung der Manganoxydulschlüsse ermöglichen. Es wird unter Anwendung einer besonderen Lösungseinrichtung von T. E. Rooney und A. G. Stapleton<sup>4)</sup> weiterentwickelt. Das Wasserstoffreduktionsverfahren ist nach H. Petersen<sup>5)</sup> zur Bestimmung von Eisen- und Manganoxydul in seiner Anwendungsmöglichkeit beschränkt. Nach dem Heißextraktionsverfahren läßt sich nur der Gesamtsauerstoffgehalt bestimmen, ohne daß über seine Bindungsform etwas ausgesagt werden kann. Für die Beurteilung der Stahleigenschaften ist aber weniger die Gesamtmenge als die

Zusammensetzung der Oxyde maßgebend<sup>6)</sup>. Daneben ist auch die Größe der Einschlussteilchen von Wichtigkeit<sup>7)</sup>. Diese zu ermitteln, gestattet überhaupt kein Sauerstoffbestimmungsverfahren. Hierzu bilden die metallographischen Verfahren eine wertvolle Ergänzung<sup>8)</sup>.

## Elektrolytische Rückstandsbestimmung.

Da bei den chemischen Rückstandsverfahren Eisen- und Manganoxydul von den sauren Lösungsmitteln angegriffen werden, sind neutrale Lösungen zu benutzen. Zur Auflösung des metallischen Eisens kann dann der elektrische Strom benutzt werden. In dieser Richtung sind bereits von G. Lippert<sup>10)</sup> und F. Fischer<sup>11)</sup> Vorschläge gemacht worden, die aber nicht weiterverfolgt wurden. O. Meyer<sup>12)</sup> wies bei einer Besprechung der Sauerstoffbestimmungsverfahren auf das elektrolytische Verfahren zur Bestimmung der nichtmetallischen Einschlüsse hin. C. H. Herty, G. R. Fitterer und Mitarbeiter<sup>13)</sup><sup>14)</sup><sup>15)</sup> veröffentlichten ein Bestimmungsverfahren mit theoretischen Grundlagen und Versuchsergebnissen. Andere elektrolytische Verfahren wurden von R. Treje und C. Benedicks<sup>16)</sup> sowie F. W. Scott<sup>17)</sup> angegeben. In Deutschland zogen nur Klinger und Fücke bei einer Ueberprüfung sämtlicher Tonerdebestimmungsverfahren das elektrolytische Verfahren nach Fitterer mit in den Kreis ihrer Untersuchungen. B. M. Larsen<sup>18)</sup> verspricht sich von einer Entwicklung der Rückstandselektrolyse recht viel, W. Hessenbruch<sup>19)</sup> und G. Thanheiser<sup>20)</sup> beurteilen die Aussichten ungünstig.

Es war die Aufgabe der vorliegenden Arbeit, die elektrolytischen Rückstandsverfahren auf ihren Anwendungsbereich zu prüfen.

<sup>6)</sup> C. E. Sims und G. A. Lillingqvist: Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr., Iron Steel Div., 400 (1932) S. 154/95; Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1037/38.

<sup>7)</sup> F. Körber: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 133/44 (Stahlw.-Aussch. 221).

<sup>8)</sup> C. Benedicks und H. Löfquist: Nichtmetallische Einschlüsse in Eisen und Stahl (London: Chapman & Hall 1930).

<sup>9)</sup> C. R. Wohrman: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 14 (1928) S. 84, 255, 385, 539.

<sup>10)</sup> Z. analyt. Chem. 2 (1863) S. 39/49.

<sup>11)</sup> Stahl u. Eisen 32 (1912) S. 1563/65 (Chem.-Aussch. 12).

<sup>12)</sup> Z. angew. Chem. 41 (1928) S. 1273/76 u. 1295/98.

<sup>13)</sup> Min. Metallurg. Invest. Bull. 44 (1929); Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 604/02.

<sup>14)</sup> Amer. Bur. Min.: Reports of Investigations Nr. 3205 (Mai 1933); Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1220/21.

<sup>15)</sup> Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr., Techn. Publ. 440 (1934); Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 578/79.

<sup>16)</sup> Jernk. Ann. 116 (1932) S. 165/95; Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1249.

<sup>17)</sup> Ind. Engng. Chem., Analyt. Ed., 4 (1932) S. 121/25; Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 1249.

<sup>18)</sup> Met. & Alloys 1 (1930) S. 703/13, 763/68, 819/25; Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 771/72.

<sup>19)</sup> Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 772.

<sup>20)</sup> Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1578/79.

\* Auszug aus der Dr.-Ing.-Dissertation von Karl-Heinz Kippe, Technische Hochschule Aachen (1935).

<sup>1)</sup> Mitt. Forsch.-Inst. Ver. Stahlw. 4 (1930) S. 223/79.

<sup>2)</sup> Techn. Mitt. Krupp 3 (1935) S. 4/14; Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 615/25 (Chem.-Aussch. 100).

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1927/28) S. 655/58 (Chem.-Aussch. 55).

<sup>4)</sup> J. Iron Steel Inst. 131 (1935) I, S. 249/64; Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 765/66.

<sup>5)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) S. 459/72 (Chem.-Aussch. 74).

Das Wesen der elektrolytischen Rückstandsbestimmung besteht darin, daß die zu untersuchenden Stahlproben anodisch in wässrigen Lösungen durch den elektrischen Strom gelöst werden. Die nichtmetallischen Einschlüsse bleiben ungelöst und können durch geeignete Vorrichtungen als Anodenrückstand aufgefangen werden. Der einzige und wesentliche Vorteil besteht darin, daß ein Arbeiten in Lösungen verschiedenen  $p_H$ -Grades möglich ist, wodurch unter gewissen Umständen ein Angriff der oxydischen Einschlüsse verhindert werden kann. Zwar sind besondere Einrichtungen für die Auflösung erforderlich, lassen sich jedoch überall ohne große Kosten herstellen.

Die elektrolytischen Verfahren unterscheiden sich voneinander hauptsächlich durch den Elektrolyten, der bei der Durchführung der Elektrolyse die wichtigste Rolle spielt und die meisten Schwierigkeiten bietet. Ein brauchbarer Elektrolyt sollte folgenden Anforderungen entsprechen: Er muß möglichst neutral sein, er darf sich nicht zersetzen, und seine Verwendung darf nicht zu Verunreinigungen des Elektrolyserückstandes durch Reaktionsstoffe sekundärer Umsetzung führen. Um die Einschlüsse nicht zu zerstören, ist ein neutraler Elektrolyt erforderlich. Bei diesem tritt infolge der geringen Löslichkeit von Eisenhydroxyd sehr leicht eine Ausfällung von Eisenverbindungen auf, die den Anodenrückstand verunreinigen und eine Bestimmung der eisenhaltigen Einschlüsse unmöglich machen. Damit der Elektrolyt weder zu sauer noch zu alkalisch wird, darf während der Elektrolyse keine Bildung von Wasserstoff und Sauerstoff an den Elektroden stattfinden.

Die Vorgänge bei der technischen Elektrolyse zur Gewinnung von Elektrolyteisen sind ganz anders geartet. Während es dabei auf einen chemisch und mechanisch einwandfreien Kathodenniederschlag ankommt, sind bei der Rückstandsanalyse mittels Elektrolyse die anodischen Reaktionen und die Reinhaltung des Anodenrückstandes von besonderer Wichtigkeit.

Um eine Sauerstoffentwicklung an der Anode zu vermeiden, sind im Elektrolyten Anionen mit einem geringeren Zersetzungsdruck als Sauerstoff zu verwenden. Aus der Spannungsreihe:

SO <sub>4</sub>	Cl	O	Br	J	Cu	H	Fe
1,90	1,34	1,33	0,99	0,52	0,33	0,00	—0,43

ergibt sich, daß Brom und Jod unter vergleichbaren Bedingungen vor Sauerstoff abgeschieden werden, während Sulfat- und Chlorionen die Sauerstoffabscheidung nicht verhindern. Trotz des unedlen Verhaltens von Eisen ist seine Abscheidung vor Wasserstoff bekanntlich unter besonderen Bedingungen durchführbar.

Die anodischen Auflösungsvorgänge selbst bei einheitlichen Metallen sind recht verwickelt. Der Anodenschlamm kann unzersetzte Reste der Anode in metallischer Form und in feiner Verteilung infolge verschiedener Lösungstension der einzelnen Kristalle enthalten<sup>21)</sup>. Eine fehlerfreie Durchführung der elektrolytischen Rückstandsanalyse gestaltet sich also schon grundsätzlich schwierig. Dieser Umstand wird bereits in den genannten Veröffentlichungen dargelegt und konnte auch in der vorliegenden Arbeit bestätigt werden.

#### Elektrolyse nach Fitterer.

G. R. Fitterer und Mitarbeiter haben ihre Versuchsergebnisse in einer umfangreichen Arbeit<sup>14)</sup> niedergelegt. Als Elektrolyt wird eine Ferrosulfat-Natriumchlorid-Lösung

benutzt. Infolge der unvermeidbaren Bildung von Eisenhydroxyd im Elektrolyten ist eine Bestimmung von Eisenoxyd-Einschlüssen nicht durchführbar. Zu ihrer Bestimmung wird der an sich neutrale Elektrolyt durch Zugabe von Säure schwach sauer gehalten, so daß einerseits die Bildung von Eisenhydroxyd vermieden wird, andererseits die Eisenoxyd-Einschlüsse noch nicht in Lösung gehen. Die Manganoxyd-Einschlüsse werden bei dieser Säurekonzentration bereits zerstört. Dadurch können Fehler auftreten, weil die Eisenoxyd- und Manganoxyd-Einschlüsse niemals getrennt, sondern als Mischkristalle im Stahl vorliegen. Die gemeinsame Bestimmung dieser Einschlüsse ist mit dem Elektrolyten nicht möglich. Eine Gasentwicklung an den Elektroden und ein Sauerwerden des Elektrolyten erhielt H. Styri<sup>22)</sup> im Gegensatz zu den Ergebnissen von Fitterer. Aus diesen Gründen wurden nach diesem Verfahren keine Versuche unternommen.

#### Eigene Versuche.

##### Verfahren von Scott.

Scott<sup>17)</sup> hat eine Magnesiumjodidlösung als Elektrolyten vorgeschlagen; es soll hierbei keine Gasentwicklung und keine Bildung von Eisenhydroxyd auftreten, so daß sich alle Einschlußarten bestimmen lassen. Bei eigenen Versuchen mit dem angegebenen Elektrolyten trat zwar an der Anode keine Gasentwicklung auf, es bildete sich jedoch im Elektrolyten ein flockiger Niederschlag von Eisenhydroxyd, der den nichtmetallischen Rückstand der Stahlprobe verunreinigte. Eine Bestimmung der eisenhaltigen Einschlüsse war dadurch von vornherein nicht durchführbar. Ob eine Erfassung der übrigen Einschlußarten mit diesem Verfahren möglich ist, wurde nicht näher untersucht. Grundsätzlich dürften ähnliche Verhältnisse vorliegen wie bei dem Verfahren von Treje und Benedicks. Die Bildung von Eisenhydroxyd in dem Elektrolyten ist auf die Unbeständigkeit des Eisenjodids zurückzuführen und konnte auch bei der Benutzung von Eisenjodidlösung als Elektrolyt nachgewiesen werden. Die von Scott angegebene Magnesiumhydroxydausfällung anstatt Eisenhydroxydbildung konnte in keinem Falle beobachtet werden.

##### Versuche mit verschiedenen Elektrolyten.

Ebenso wie bei Magnesium- und Eisenjodidlösungen bildete sich auch bei Benutzung von Kalium- oder Magnesiumbromidlösungen während der Elektrolyse Eisenhydroxyd. Organische Säuren und wässrige Lösungen von Natriumsalzen dieser Säuren zersetzten sich unter Gasentwicklung. Nichtwässrige Elektrolyten erwiesen sich wegen zu geringer elektrischer Leitfähigkeit als ungeeignet. Die Zugabe eines Komplexbildners, wie Natriumzitat, zu Jodid- und Bromidlösungen unterband zwar die Bildung von Eisenhydroxyd in der Anodenzelle. In diesen Fällen trat jedoch nach kurzer Zeit an der Kathode Wasserstoffentwicklung auf. Die dadurch verursachte Anreicherung an Hydroxylionen machte die Elektrolyse unmöglich. Das Eisen schied sich nicht mehr metallisch an der Kathode ab, sondern fiel als Hydroxyd aus. Ein Kation mit edlerem Verhalten als Wasserstoff vermeidet die Wasserstoffentwicklung. Als solches Kation kommt Kupfer in Frage. Da Kupferlösungen an der Anode wegen Abscheidung des Kupfers an der Eisenanode ungeeignet sind, müssen zwei für Anode und Kathode getrennte Elektrolyten benutzt werden. Diesen Forderungen entspricht das Verfahren von Treje und Benedicks<sup>16)</sup>, das sich bei den in dieser Arbeit

<sup>21)</sup> Fritz Foerster: Elektrochemie wässriger Lösungen. In: Handbuch der angewandten physikalischen Chemie, Bd. I, 3. Aufl. (Leipzig: Johann Ambrosius Barth 1923.)

<sup>22)</sup> Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr. 105 (1933) S. 185/97; Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 374.

angestellten Versuchen als das brauchbarste erwies, und mit dem die im folgenden beschriebenen Hauptversuche ausgeführt wurden.

#### Verfahren von Treje und Benedicks.

Als Anolyt dient eine Kaliumbromid-Natriumzitat-Lösung und als Katholyt eine Kupfersulfatlösung. Beide Elektrolyten werden durch eine poröse Tonzelle voneinander getrennt. Durch die Anwesenheit von Brom als Anion an der Anode und Kupfer als Kation an der Kathode tritt keine Sauerstoff- und Wasserstoffentwicklung ein, da sich Brom vor Sauerstoff und Kupfer vor Wasserstoff entlädt. Die durch den Zusatz von Natriumzitat komplexe Lösung des Anolyten verhindert die Bildung jeglichen Eisenhydroxyds.

Zur Durchführung der elektrolytischen Auflösung der Stahlproben wurde die in Abb. 1 wiedergegebene Einrichtung entwickelt. Das zylindrische Glasgefäß a enthält die Kathode b

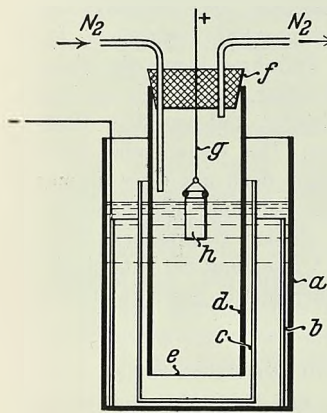


Abbildung 1. Einrichtung zur elektrolytischen Auflösung von Stahlproben.

wird ein Chromnickeldraht g geführt, der mit dem positiven Pol eines Gleichstromnetzes verbunden ist und an der Oese mittels Platindrahts die Probe h hält. Die Stromstärke wird durch zwischengeschaltete Widerstände auf 1 A gehalten. Von diesen Elektrolyseeinrichtungen wurden mehrere hintereinander geschaltet. Bei 1 A Stromstärke wird entsprechend dem elektrochemischen Äquivalent 1 g Stahl je h und Probe in Lösung gebracht. Die Anodenflüssigkeit besteht aus einer wässrigeren Lösung von 5 % Kaliumbromid und 1 % tertiärem Natriumzitat, mit der die Anoden- und die Tonzelle gefüllt werden. Der Kathodenraum wird mit 10prozentiger Kupfersulfatlösung angefüllt.

Eine zylindrische Probe läßt sich am besten durch Abdrehen und Abschmirlen mit einer vollkommen blanken Oberfläche herstellen. Die 60 bis 80 g schwere Probe wird in den Elektrolyten gesenkt. Nach 40 bis 50 h Laufzeit wird der Versuch beendet. In dem Anolyten befindet sich der nichtmetallische Rückstand der gelösten Probe; er wird durch ein alkalibeständiges Membranfilter abgenutscht. Der Probenrest wird von anhaftenden nichtmetallischen Teilen gereinigt und gewogen. Für jeden Versuch werden die Elektrolyten frisch angesetzt. Der Rückstand auf dem Membranfilter wird gründlich mit heißem Wasser, mit heißer 10prozentiger Sodalösung und nochmals mit heißem Wasser ausgewaschen. Er wird im Platintiegel verascht und auf Kieselsäure, Eisen, Mangan und Tonerde untersucht. Bei dem Analysengang ist zu beachten, daß der Rückstand stets etwas Kupfer enthält.

Untersuchte Werkstoffe. Es wurden unlegierte Kohlenstoffstähle mit 0,08 bis 1,36 % C untersucht, ferner

Sonderstähle mit hohem Phosphor-, Silizium- oder Schwefelgehalt. Außerdem wurden zahlreiche Probewerkstoffe durch Einschmelzen von Elektrolyteisen und anschließender Desoxydation mit Mangan, Silizium oder Aluminium hergestellt. Die Schmelzen wurden im kernlosen Induktionsofen in Aloska- (Mullit-) Tiegeln ausgeführt. Die Werkstoffe enthielten verschiedene Einschlußarten, die ihrerseits geringe Gehalte an Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel aufwiesen. Mit diesen Proben sollte der Einfluß der Begleitelemente technischer Stähle auf die Bestimmung der Einschlüsse untersucht werden.

#### Verhalten von Einschlüssen gegen Elektrolyte.

Zunächst wurde untersucht, in welcher Weise oxydische Einschlüsse von Lösungen angegriffen werden, die allenfalls als Elektrolyte in Frage kommen könnten. Die Wasserstoffionen-Konzentrationen dieser Lösungen wurden ermittelt. Es ist schwierig, Oxyde darzustellen, die in ihrer Zusammensetzung und Korngröße den im Stahl wirklich vorkommenden nichtmetallischen Einschlüssen entsprechen. Ebenso schwer ist die Nachprüfung ihres Verhaltens gegenüber dem Elektrolyten während der elektrolytischen Auflösung des Stahles.

Zur vergleichweisen Untersuchung des Verhaltens von Eisen- und Manganoxydul-einschlüssen dienten Eisenoxydul und Manganoxydul, wie sie unter der Bezeichnung „chemisch rein“ von der Firma Kahlbaum geliefert werden. Diese Oxyde sind unter ganz anderen Bedingungen entstanden als die oxydischen Einschlüsse technischer Stähle. Eine Gegenüberstellung kann daher nur als grober Anhalt zur Beurteilung der im Schmelzfluß oder bei hoher Temperatur gebildeten Einschlüsse dienen.

Als Silikateinschlüsse kommen neben anderen die den Mineralien Fayalit ( $2 \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ ) und Tephroit ( $2 \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ ) entsprechenden im Stahl vor. Diese Verbindungen wurden durch Zusammenschmelzen von Eisenoxydul, Manganoxydul und Quarz in entsprechenden Verhältnissen hergestellt. Die Stoffe wurden feinst gepulvert und durch ein 10 000-Maschen-Sieb gegeben.

Kieselsäure und Tonerde bilden ebenfalls Einschlüsse. Ihre verhältnismäßig hohe Beständigkeit gegen starke Säuren ist mehrfach nachgewiesen worden<sup>23)</sup>. Es kann daher mit Sicherheit vorausgesetzt werden, daß sie zum mindesten von den neutralen oder schwach sauren Elektrolyten unbeeinflusst bleiben.

Die Lösungsversuche wurden in folgender Weise durchgeführt. 0,3 g Probegut wurden mit 200 cm<sup>3</sup> Lösungsmittel drei Tage geschüttelt. Nach dem Abfiltrieren wurden Rückstand und Lösung getrennt untersucht. Die Versuchsergebnisse sind in *Zahlentafel 1* zusammengestellt. Ammoniumzitatlösungen lösen sowohl Mangansilikat als auch Manganoxydul in starkem Maße, während neutrale Natriumzitatlösungen, wie sie den benutzten Elektrolyten entsprechen, auf die Löslichkeit von Eisenoxydul, Eisen- und Mangansilikat keinen Einfluß ausüben. Weiter wurde untersucht, wie sich der zur Elektrolyse gebrauchte und dabei schwach sauer gewordene Elektrolyt als Lösungsmittel gegenüber den Einschlüssen verhält. Es ergab sich, daß Eisen- und Mangansilikat und Eisenoxydul praktisch nicht angegriffen werden. Dagegen wurde Manganoxydul in starkem Maße gelöst. Die Vermutung, der Elektrolyt könne bei der Elektrolyse Manganoxydul-einschlüsse zerstören, wurde bereits von Scott bei der Besprechung der Arbeit von Treje und Benedicks<sup>16)</sup> ausgesprochen. Sie konnte in

<sup>23)</sup> Diplomarbeit K.-H. Kippe, Techn. Hochschule Aachen (1933).

Zahlentafel 1. Lösungsversuche.

Verbindung	Lösungsmittel	Verlust %	pH
2 MnO · SiO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	1,0	5,69
2 MnO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 2 % Ammoniumziträt	64,3	5,3
2 MnO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt	2,7	7,21
2 MnO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt als Elektrolyt gebraucht		
		4,0	2,7
2 FeO · SiO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	0	5,69
2 FeO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 2 % Ammoniumziträt	0	5,3
2 FeO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt	0,3	7,21
2 FeO · SiO <sub>2</sub>	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt als Elektrolyt gebraucht		
		0	2,7
MnO	H <sub>2</sub> O	2,0	5,69
MnO	5 % Ammoniumziträt	100,0	5,45
MnO	1 % Natriumziträt	3,7	7,59
MnO	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt	4,8	7,21
MnO	5 % Kaliumbromid + 1 % Natriumziträt als Elektrolyt gebraucht	68,2	2,7

diesem Falle an reinem, chemisch dargestelltem Manganoxydul bestätigt werden. Es war naturgemäß nicht möglich, bei diesen Lösungsversuchen die galvanischen Einflüsse auf die Löslichkeit der Einschlüsse, die immerhin bei der anodischen Auflösung vermutet werden müssen, zu berücksichtigen.

Aus dem starken Angriff von Manganoxydul könnte gefolgert werden, daß eine annähernd quantitative Erfassung der Manganoxydul-Einschlüsse nicht möglich ist. In Stählen kommen Manganoxydul-Einschlüsse niemals als solche vor; in unberuhigten Stählen enthalten sie stets gleichzeitig größere oder kleinere Mengen von Eisenoxydul, je nach dem Mangangehalt des Stahles. Eisen- und Manganoxydul bilden bekanntlich eine lückenlose Reihe von Mischkristallen. Außerdem können sowohl Manganoxydul als auch Eisenoxydul mit den Sulfiden feste Lösungen eingehen. In mit Silizium beruhigten Stählen finden sich Eisen- und Mangansilikateinschlüsse, die, ebenso wie die Sulfide, vom Elektrolyten nicht zerstört werden. Die Erfassung der silikat- und sulfidhaltigen Einschlüsse dürfte daher keinerlei Schwierigkeiten bereiten.

Wasserstoffionen-Konzentration des Elektrolyten.

Die Wasserstoffionen-Konzentration bietet im gewissen Umfange ein Maß für den Angriff einer Lösung auf die Einschlüsse. Es wurde daher untersucht, wie sich im Anolyten während der Elektrolyse der p<sub>H</sub>-Wert verändert. Die Messung geschah mit einer Platin-Wasserstoff-Kette. Aus folgenden Zahlen ergibt sich, daß der Anolyt schwach sauer wird:

Zeit h	p <sub>H</sub>	Zeit h	p <sub>H</sub>	Zeit h	p <sub>H</sub>
0	6,81	12	3,45	44	3,02
2	4,01	20	3,31	54	2,91
6	3,74	30	3,45	70	2,71

Vergleichsverfahren zur Oxydbestimmung.

Das einfachste Verfahren zur Bestimmung der Kieselsäure- und Tonerdeinschlüsse scheint das Salzsäurerückstandsverfahren zu sein. Von verschiedenen Bearbeitern wurden Analysenvorschriften hierzu angegeben. Es wurde das Verfahren von J. G. Thompson und J. S. Acken<sup>24)</sup> angewandt. 50 g Stahl werden in 500 cm<sup>3</sup> Salzsäure 1 : 2 auf dem Sandbad erwärmt und gelöst. Der Rückstand wird abfiltriert und auf Kieselsäure und Tonerde untersucht. Die vollständige Erfassung der Silikateinschlüsse stößt auf Schwierigkeiten. Zur vergleichenden Bestimmung der Silikat-, Eisenoxydul- und Eisenoxydul-Manganoxydul-Ein-

<sup>24)</sup> Bur. Stand. J. Res. 9 (1932) S. 615/23; Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 706.

schlüsse wurde das Heißextraktionsverfahren gewählt. Ebenso wurden die Gesamtsauerstoffgehalte der Versuchsstähle mit Hilfe dieses Verfahrens ermittelt.

Die von E. Maurer, P. Klinger und H. Fucke<sup>25)</sup> angegebene Arbeitsweise zur Bestimmung von Eisen- und Manganoxydul durch Lösen des Stahles in Quecksilberchloridlösung wurde bei einigen synthetischen Schmelzen angewandt. Das Verfahren arbeitet mit Spänen. Die Benutzung von Spänen bei der Eisenoxydulbestimmung wurde bisher verworfen, da sich an der großen Oberfläche der Späne leicht Oxydschichten bilden können. Maurer, Klinger und Fucke konnten keinen Einfluß der Probenform auf die Versuchsergebnisse feststellen. Das Verfahren benutzt mit besonderer Sorgfalt hergestellte Drehspäne. Bei eigenen Versuchen mit diesem Verfahren lagen die Eisenoxydulgehalte immer bedeutend höher, als sie sich aus dem elektrolytischen Rückstandsverfahren und aus dem Heißextraktionsverfahren errechneten. Der Grund wird darin zu suchen sein, daß sich die Späne doch mit einer dünnen Oxydhaut überzogen hatten, die bei einer Einwaage von 10 g schon einen merklichen Fehler verursachen kann. Möglich ist auch, daß bei dieser Umsetzung der entstehende große Rückstand von Quecksilberchlorür Eisen in irgendeiner Form zurückgehalten hat.

Bestimmung der Kieselsäureeinschlüsse.

Aus Zahlentafel 2 ergibt sich, daß bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt bis 0,46 % die Kieselsäurewerte nach den beiden untersuchten Verfahren hinreichend übereinstimmen, abgesehen von dem hochsilizierten Federstahl mit 1,78 % Si. Bei höhergekohlten Stählen liegen die Zahlentafel 2. Vergleichsversuche zur Kieselsäurebestimmung.

Werkstoff		Kieselsäure nach dem elektrolytischen Rückstandsverfahren %	Kieselsäure nach dem Salzsäure- rückstandsverfahren %
C %	Si %		
0,01	0,29	0,028	0,030
0,01	0,02	0,036	0,039
0,03	0,02	0,022	0,020
0,04	0,31	0,153	0,149
0,08	0,02	0,001	0,0
0,12	0,14	0,006	0,006
0,18	0,18	0,010	0,007
0,46	0,36	0,039	0,037
0,62	0,22	0,043	0,006
0,94	0,23	0,117	0,011
1,36	0,10	0,098	0,010
0,40	1,78	0,151	0,014

Kieselsäuregehalte nach dem elektrolytischen Verfahren wesentlich höher als nach dem Vergleichsverfahren. Auch die aus diesen hohen Kieselsäurewerten errechneten Sauerstoffgehalte übertreffen die Gesamtsauerstoffzahlen nach dem Heißextraktionsverfahren bei weitem. Der Grund für die höheren Kieselsäuregehalte liegt darin, daß bei der elektrolytischen Auflösung des Stahles der gesamte Kohlenstoff in Form von elementarem Kohlenstoff und ferner ein Teil der primär entstehenden Siliziumhalogenverbindung als kolloidale Kieselsäure ausfällt. Bekanntlich neigen die

<sup>25)</sup> Techn. Mitt. Krupp 3 (1935) S. 15/30; Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 391/99 (Chem.-Aussch. 106).

Halogenverbindungen des Siliziums zur Hydrolyse unter Bildung kolloidaler Kieselsäure. Ebenso wie bei dem Salzsäurerückstandsverfahren wird auch der Rückstand bei der elektrolytischen Auflösung durch kolloidale Kieselsäure verunreinigt. Wird diese nicht entfernt, so wird ein viel zu hoher Gehalt an Kieselsäureeinschlüssen vorgetäuscht. P. Oberhoffer und H. Ammann<sup>26)</sup> lösten die im Verlaufe des Bromrückstandsverfahrens gebildete kolloidale Kieselsäure durch Behandeln mit heißer 3prozentiger Natriumkarbonatlösung, wobei die Kieselsäure aus Kieselsäure- und Silikateinschlüssen nicht angegriffen wird. Bei eigenen Versuchen wurden Quarz-, Eisen- und Mangansilikatpulver in feinsten Verteilung mit 500 cm<sup>3</sup> 90° heißer 10prozentiger Natriumkarbonatlösung ausgewaschen; es wurde kein Verlust festgestellt. Der elektrolytische Rückstand wurde stets in derselben Weise behandelt, um die kolloidale Kieselsäure zu beseitigen. Bei Stählen mit über 0,46 % C läßt sich die kolloidale Kieselsäure nicht mehr restlos entfernen, da sie von den großen Mengen Kohlenstoff zu sehr festgehalten wird. Bei einem Stahl mit höherem Siliziumgehalt (Federstahl mit 0,4 % C, 1,78 % Si) konnte bereits bei diesem Kohlenstoffgehalt die kolloidale Kieselsäure nicht mehr herausgelöst werden.

Die elektrolytische Bestimmung von Kieselsäure- und Silikateinschlüssen bei Stählen mit über 0,5% C ist demnach nicht durchführbar. Bei höheren Siliziumgehalten treten die Schwierigkeiten bereits bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten auf. Bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten unter 0,5 % und gewöhnlichen Siliziumgehalten ist die Kieselsäurebestimmung ohne weiteres möglich, wenn die Behandlung mit Natriumkarbonatlösung vorgenommen wird.

#### Bestimmung der Tonerdeeinschlüsse.

Die in *Zahlentafel 3* zusammengestellten Tonerdegehalte von Versuchsschmelzen und technischen Stählen zeigen nach beiden untersuchten Verfahren befriedigende Übereinstimmung. Das elektrolytische Rückstandsverfahren dürfte daher für die Bestimmung von Tonerde in Stählen bis zu einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,6 % brauchbar sein.

Zahlentafel 3.

Vergleichsversuche zur Tonerdebestimmung.

Werkstoff	C	Al	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> nach dem elektrolytischen Verfahren	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> nach dem Salzsäureverfahren
	%	%	%	%
Versuchsschmelze, mit Al beruhigt	0,02	4,10	0,104	0,120
	0,02	1,26	0,088	0,079
	0,02	4,03	0,089	0,085
	0,02	1,17	0,071	0,072
	0,02	4,56	0,106	0,090
	0,08	—	0,022	0,024
Siemens-Martin-Stahl	0,12	—	0,024	0,025
	0,18	—	0,009	0,010
	0,40	—	0,021	0,017
	0,46	—	0,013	0,016
	0,62	—	0,027	0,024
	0,94	—	0,029	0,015
	1,36	—	0,023	0,014

Bei höhergekohlten Stählen fallen die Tonerdewerte zu hoch aus. Die aus den Tonerdegehalten errechneten Sauerstoffwerte lagen stets höher als die nach dem Heißextraktionsverfahren ermittelten.

L. Reeve<sup>27)</sup> erhielt ebenfalls nach dem elektrolytischen Verfahren höhere Sauerstoffwerte als nach dem Heißextraktionsverfahren. Er wandte hierbei eine Reduktions-

temperatur von 1570° an, während bei den eigenen Versuchen die Reduktionstemperatur 1700 bis 1750° betrug. Eine ungenügend hohe Reduktionstemperatur kann also im letzteren Falle kein Grund für die niedrigen Sauerstoffwerte sein.

Stickstoff-, schwefel-, phosphor- und kohlenstoffhaltige nichtmetallische Verbindungen.

Neben den Sauerstoffverbindungen von Eisen und Mangan sind andere nichtmetallische Eisen- und Manganverbindungen teils als Einschlüsse und teils als Lösungen im Stahl vorhanden. Als solche kommen in unlegierten Kohlenstoffstählen Nitride, Sulfide, Phosphide und Karbide in Betracht. Da aus dem Eisen- und Mangangehalt des Rückstandes der Eisen- und Manganoxydgehalt berechnet wird, ist zu ermitteln, ob und in welcher Weise die nichtmetallischen Verbindungen den Eisen- und Mangangehalt des Rückstandes beeinflussen und berücksichtigt werden müssen. Zu diesem Zwecke wurden Proben mit besonders hohen Gehalten an komplexen Einschlüssen elektrolytisch gelöst.

Nitride. Stahl nimmt bei seiner Erzeugung Stickstoff auf. Um zu untersuchen, wie sich das im Stahl befindliche Eisennitrid bei der Elektrolyse verhält, wurden Proben von einer an Stickstoff künstlich angereicherten Schmelze elektrolytisch gelöst. Der Probewerkstoff wurde durch Einschmelzen von Armeo-Eisen mit nitrierten Blechen unter Stickstoffatmosphäre hergestellt und enthielt: 0,013 % C, 0,032 % Mn, 0,010 % S und 0,0374 % N. Der elektrolytische Rückstand wurde nicht verascht, sondern nach dem Verfahren von F. Wüst und J. Duhr<sup>28)</sup> auf Stickstoff untersucht. Gegenüber 0,0374 % im Stahl wurden im Rückstand nur 0,0013 % Stickstoff gefunden, d. h. nur 3,5 % des Nitrides war unzersetzt in den Rückstand gegangen. Da im gewöhnlichen Stahl die Stickstoffgehalte aber viel niedriger liegen, kann eine Verunreinigung des elektrolytischen Rückstandes durch unzersetztes Eisennitrid vernachlässigt werden.

Sulfide. Der im Stahl vorhandene Schwefel ist als Eisen- und Mangansulfid gebunden. Diese Sulfide bilden Mischkristalle miteinander und sind im festen Eisen unlöslich. Bei dem elektrolytischen Verfahren nach Scott mit Magnesiumjodid als Elektrolyten werden die Sulfide unter Bildung von elementarem Schwefel zersetzt. Bei der Elektrolyse nach Fitterer gehen die Sulfide als solche in den Rückstand. Dieselben Verhältnisse stellten Treje und Benedicks bei ihrem Elektrolyten fest. Scott fand bei Versuchen mit der Elektrolyse nach Treje und Benedicks, daß nur ein Teil des Sulfides unzersetzt blieb, der Rest als elementarer Schwefel im Rückstand vorhanden war. Nach Ansicht von Treje und Benedicks kann es sich bei den zersetzten Anteilen um den im Stahl als Sulfid gelösten Schwefel handeln (?).

Es wurde nachgeprüft, wie sich die Sulfide unter vorliegenden Versuchsbedingungen verhielten. Die nicht veraschten Rückstände mehrerer Stähle wurden auf ihren Gehalt an Sulfidschwefel untersucht. Hierbei ergab sich, daß diese Gehalte mit den wie üblich ermittelten Gesamtschwefelgehalten innerhalb der Fehlergrenzen übereinstimmten. Demgemäß findet sich der gesamte Schwefel als Eisen- und Mangansulfid im Rückstand wieder. Die dadurch in den Rückstand eingebrachten Eisen- und Mangannengen sind bei der Eisen- und Manganoxydulberechnung zu berücksichtigen.

Phosphide. In den technischen Stählen liegt der Phosphor als Phosphid in fester Lösung vor. Um zu untersuchen, wie sich die Eisenphosphide bei der elektrolytischen

<sup>26)</sup> Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1536/40.

<sup>27)</sup> Trans. Amer. Min. Metallurg. Engr., Iron Steel Div., 413 (1934) S. 82/140; Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1281/82.

<sup>28)</sup> Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 2 (1921) S. 39/57; Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 1290/96.

Auflösung verhalten, wurden die nicht veraschten Anodenrückstände von Stählen und synthetischen Schmelzen mit Phosphorgehalten bis 0,44 % auf das Vorhandensein von Phosphiden geprüft. Es konnte in keinem Falle Phosphid im Rückstand nachgewiesen werden. Ein Teil des im Stahl vorhandenen Phosphors liegt im Rückstand in nichtphosphidischer Form vor; der Rest konnte gelöst im Anolyten aufgefunden werden. Eine Verunreinigung des Rückstandes durch an Phosphor gebundenes Eisen konnte in Stählen mit Gehalten bis zu 0,05 % P nicht nachgewiesen werden. Bei höheren Phosphorgehalten traten Störungen auf.

Karbide. Abgesehen von der geringen Menge in festem Eisen gelösten Kohlenstoffs liegt dieser in Stählen als Eisen- und Mangankarbid vor. Diese Karbide bieten die Hauptschwierigkeiten bei der Durchführung der elektrolytischen Eisen- und Manganoxydulbestimmung. Die Karbide zerfallen bei der elektrolytischen Auflösung des Stahles nahezu vollkommen. Die zwar geringen unzersetzten Karbidteile sind jedoch wegen der an sich geringen Gehalte an nichtmetallischen Einschlüssen so einflußreich, daß sie die Errechnung des Eisen- und Manganoxydulgehaltes fehlerhaft machen können. Die Bedingungen für einen Zerfall der Karbide unter Kohlenwasserstoffentwicklung sind nicht gegeben. Die Trennung des unzersetzten Karbides von den Schlackeneinschlüssen im Rückstande versuchten Treje und Benedicks unter Benutzung des verschiedenen magnetischen Verhaltens der Rückstandsbildner durchzuführen. Die magnetischen Eigenschaften sind jedoch nicht eindeutig verschieden; auch sonstige Fehlermöglichkeiten treten bei der mechanischen Trennung auf. Um die Verunreinigung des Rückstandes durch unzersetztes Karbid zu verhindern, ist der Stahl zweckmäßigerweise zu härten, wobei die Karbide in feiner Verteilung im Stahl aufgelöst werden. Bei Stählen bis zu 0,4 % C tritt keine Störung durch unzersetzte Karbide auf; bei höhergeköhlten Stählen kommt nur eine elektrolytische Auflösung in gehärtetem Zustande in Frage.

Um eine Durchhärtung zu gewährleisten, hatten die Proben einen Durchmesser von 10 mm. Zur Erzielung vergleichbarer Werte ist die Einhaltung ganz gleicher Versuchsbedingungen erforderlich. So ist z. B. die Stromstärke von Einfluß auf den Eisen- und Mangangehalt im Rückstande. Trotzdem treten bei der Bestimmung des Eisen- und Mangangehaltes beträchtliche Schwankungen auf, die von nicht festzustellenden Einflüssen abhängig sind. Aus *Zahlentafel 4*, *Zahlentafel 4*. Kohlenstoffgehalt im Stahl und Eisen- und Mangangehalte im Rückstand.

	C %	Mn %	S %	Im Rückstand	
				Fe %	Mn %
Elektrolyteisen, Anlieferungszustand . . .	0,01	0,01	0,010	0,008	0,0
Versuchsschmelze, mit Al beruhigt . . . . .	0,02	0,02	0,010	0,009	0,002
Siemens-Martin-Stahl, Anlieferungszustand	0,08	0,01	0,035	0,067	0,003
Siemens-Martin-Stahl, Anlieferungszustand	0,12	0,56	0,012	0,013	0,004
Siemens-Martin-Stahl, gehärtet	0,18	0,52	0,023	0,060	0,003
	0,40	0,71	0,020	0,033	0,003
	0,46	0,66	0,027	0,051	0,002
	0,62	0,65	0,017	0,092	0,012
	0,94	0,28	0,019	0,275	0,004
	1,36	0,26	0,019	0,914	0,012

die eine Gegenüberstellung des Kohlenstoffgehaltes mit den Eisen- und Mangangehalten der Rückstände mehrerer Stähle enthält, ergibt sich, daß der Mangangehalt im Verhältnis zum Eisengehalt immer sehr gering ist. Bei Stählen mit

über 0,6 % C enthält der Rückstand trotz Härtung der Proben mehr Eisen, als durch die sulfidischen und oxydischen Einschlüsse eingebracht sein kann. Es tritt hierbei also eine so starke Verunreinigung durch Karbide auf, daß eine Bestimmung von Eisen- und Manganoxydul unmöglich gemacht wird. Die von Styri beobachtete Schwierigkeit bei der Veraschung des Rückstandes von höhergeköhlten und gehärteten Stählen konnte bei den vorliegenden Versuchen nicht bestätigt werden.

Eisenoxyduleneinschlüsse.

Reine Eisenoxyduleneinschlüsse treten nur in mangan- und siliziumfreien Schmelzen auf. Durch Schmelzen von Elektrolyteisen unter einer Eisenoxydulenschlacke im kernlosen Induktionsofen wurden Proben hergestellt, die fast ausschließlich Eisenoxyduleneinschlüsse enthielten. Mit diesen Schmelzen wurden elektrolytische Rückstandsbestimmungen durchgeführt. Die aus dem Rückstande unter Berücksichtigung des an Schwefel gebundenen Eisens + Mangans errechneten Sauerstoffgehalte lagen stets niedriger als die nach dem Heißextraktionsverfahren erhaltenen Werte (vgl. *Zahlentafel 5*). Die Unterschiede können durch Seigerungen der Sauerstoffeinschlüsse und durch die verschiedenen großen Probenmengen bei beiden Verfahren bedingt sein.

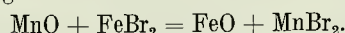
Zahlentafel 5. Eisenoxydulgehalte nach dem Rückstands- und Heißextraktionsverfahren.

Werkstoffzusammensetzung			Rückstandsanalyse		Sauerstoff	
C	Mn	S	SiO <sub>2</sub>	FeO + MnO	errechnet	nach dem Heißextraktionsverfahren
%	%	%	%	%	%	%
0,01	0,04	0,01	0,010	0,358	0,085	0,091
0,01	0,03	0,03	0,001	0,681	0,154	0,235
0,01	0,01	0,01	0,011	0,223	0,059	0,068
0,04	0,40	0,02	0,013	0,183	0,038	0,040

Möglich erscheint auch ein Einfluß galvanischer Ströme an der Probenoberfläche. Die Eisenoxyduleneinschlüsse werden nach den angestellten Versuchen durch das elektrolytische Rückstandsverfahren in so hohem Maße erfaßt, wie das bei keinem anderen Rückstandsverfahren der Fall ist.

Manganoxyduleneinschlüsse.

Bei der Erstarrung manganhaltiger Schmelzen bilden sich Eisenoxydul-Manganoxydul-Mischkristalle, deren Zusammensetzung vom Mangan- und Sauerstoffgehalt des Bades abhängt. Um Proben mit reinen Eisenoxydul-Manganoxydul-Einschlüssen herzustellen, wurde Elektrolyt- und Arceo-Eisen mit Eisen- und Manganoxydul unter Zusatz von Mangan eingeschmolzen. Nach dem Desoxydationsschaubild von F. Körber und W. Oelsen<sup>29)</sup> müßte das Verhältnis Mangan : Eisen (Manganoxydul : Eisenoxydul) ein viel größeres sein. Eine Erklärung für das in dem elektrolytischen Rückstande gefundene kleinere Verhältnis wäre, daß Manganoxyduleneinschlüsse in Lösung gehen unter gleichzeitigem Ausfallen von Eisenhydroxyd gemäß der Gleichung:



Fitterer fand, daß bei Einwirken von Ferrosulfatlösung auf Manganoxydul dieses in Lösung ging, während Eisenhydroxyd ausfiel. Bei eigenen Lösungsversuchen von Manganoxydul in gebrauchtem Elektrolyt zeigte sich ebenfalls, daß Manganoxydul gelöst wurde und Eisenhydroxyd ausfiel. Durch diesen Vorgang ist eine Verkleinerung des

<sup>29)</sup> Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 14 (1932) S. 181/204; 15 (1933) S. 271/309; Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 46/47; 54 (1934) S. 297/98.



Verhältnisses Manganoxydul : Eisenoxydul möglich. Versuche, den Anolyten durch Zugabe von verdünnten alkalischen Lösungen neutral zu halten, waren erfolglos, da Eisenhydroxyd ausfiel. Von Treje und Benedicks ist vorgeschlagen worden, den Elektrolyten vor dem Gebrauch mit Manganoxydul zu sättigen, um einen Angriff auf Manganoxyduleinschlüsse zu verhindern. Eine wirksame Verringerung der Löslichkeit der Manganoxyduleinschlüsse kann dadurch nicht eintreten, denn die Erhöhung der Säurekonzentration und damit die etwaige Möglichkeit des Angriffs auf diese Einschlüsse tritt erst im Verlaufe der Elektrolyse auf. Auffallend ist weiterhin der geringe Mangangehalt im Rückstande. Bei allen Bearbeitern der elektrolytischen Verfahren liegen die Rückstandsmangangehalte technischer Stähle in derselben Größenordnung. *Zahlentafel 6* enthält die Rückstandsanalysen von Versuchsschmelzen, die im wesentlichen Eisen-Manganoxydul-Einschlüsse enthalten. Die aus dem Rückstande errechneten Sauerstoffgehalte liegen durchweg tiefer als die nach dem Heißeextraktionsverfahren erhaltenen.

Zahlentafel 6. Rückstandsanalysen aus Schmelzen mit Eisen-Manganoxydul-Einschlüssen.

Werkstoff		Rückstandsanalyse				Sauerstoff	
						errechnet aus der Rückstands-analyse %	nach dem Heißeextraktionsverfahren %
C %	Mn %	SiO <sub>2</sub> %	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Fe %	Mn %		
0,02	0,10	0,010	0,033	0,124	0,029	0,057	0,047
0,02	0,10	0,042	0,018	0,695	0,089	0,189	0,227
0,02	0,11	0,012	0,005	0,050	0,033	0,027	0,037
0,02	0,27	0,007	0,004	0,033	0,014	0,012	0,015
0,04	0,40	0,013	0,0	0,123	0,019	0,038	0,040
0,02	0,55	0,011	0,003	0,136	0,034	0,048	0,061
0,02	0,56	0,009	0,005	0,090	0,025	0,029	0,034

#### Metallisches Eisen im Rückstande.

Bei der Rückstandsanalyse von Elektrolyteisen und reinen, vollkommen mit Silizium beruhigten Schmelzen ergaben sich nur geringe Eisengehalte im Rückstande, die als Sulfid vorliegen. Eine Verunreinigung durch etwa unzersetzt von der Anode herabfallende metallische Teilchen findet demnach nicht statt.

Auch Fitterer konnte keine merkliche Verunreinigung durch metallisches Eisen feststellen, während Treje und Benedicks dieser Möglichkeit Beachtung schenken und eine Trennung des metallischen Eisens vom Rückstande durch Magneten oder Herauslösen mit Kupfersulfatlösung vorgeschlagen haben.

#### Silikateinschlüsse.

Da die untersuchten Silikatpulver gegen frischen und gebrauchten Elektrolyten beständig sind, so kann vorausgesetzt werden, daß sie bei dieser Rückstandsanalyse vollkommen erfaßt werden.

#### Folgerungen.

Die Kieselsäure- und Tonerdegehalte ergeben sich ohne weiteres aus den Rückstandsanalysen. Der Eisen- und Mangangehalt im Rückstande wird durch Oxyde und Sulfide eingebracht, so daß der Rückstand Mangansulfid + Eisensulfid + Manganoxydul + Eisenoxydul enthält. Mangansulfid und Eisensulfid werden aus dem Schwefelgehalt berechnet, so daß Eisen- und Manganoxydul nur als Summe bestimmt werden können. Eine Trennung von Mangansulfid und Manganoxydul schlugen Fitterer und Mitarbeiter vor. Sie behandeln den Rückstand mit wässriger Natriumzitratlösung, wobei Manganoxyduleinschlüsse in Lösung gehen, Mangansulfid- sowie komplexe manganhaltige Ein-

schlüsse dagegen nicht. Manganoxyduleinschlüsse sind aber in reiner Form kaum in Stählen vorhanden.

Bei technischen Stählen liegen die aus dem elektrolytischen Rückstande errechneten Sauerstoffgehalte immer bedeutend höher als die nach dem Heißeextraktionsverfahren gefundenen. Stähle mit über 0,4 % C kommen für eine Analyse nach dem elektrolytischen Verfahren nicht in Frage. Der Sauerstoff der untersuchten Stähle war in der Hauptsache an Silizium und Aluminium gebunden. Wie sich aus den Versuchen ergeben hat, treten bei der elektrolytischen Zersetzung zahlreiche Einflüsse auf, die die Auswertung der Ergebnisse der Rückstandsanalyse erschweren. Reaktionen des Elektrolyten mit den Einschlüssen lassen sich nicht ganz vermeiden; ebensowenig können die anodischen Vorgänge genau ermittelt werden. Besonders bereitet die Erfassung der Manganoxyduleinschlüsse Schwierigkeiten, weil diese Einschlüsse schon bei geringen Säurekonzentrationen angegriffen wird, während in neutraler Lösung Eisenhydroxyd ausfallen kann. Die Phosphide und Karbide stören nicht, solange ihr Gehalt gewisse Grenzen nicht überschreitet. Die Bestimmung von Kieselsäure und Tonerde läßt sich mit Einschränkung auf niedrig- und mittelgekohlte Stähle einwandfrei durchführen. Gegenüber dem Salzsäurerückstandsverfahren zur Ermittlung von Kieselsäure und Tonerde allein würde das elektrolytische Verfahren keinen Vorteil bieten. Die Verbindungen dieser Oxyde mit den anderen Oxyden und Sulfiden werden hingegen von Salzsäure angegriffen. In dieser Hinsicht verhält sich das elektrolytische Verfahren günstiger; zwar wird der zu Beginn der Elektrolyse neutrale Anolyt schwach sauer, am Ende der Elektrolyse erreicht er einen  $p_H$ -Wert von 2,9 entsprechend einer Salzsäure 1 : 10 000, so daß eine Erfassung der genannten Einschlüsse gewährleistet wird.

Während Bestimmungen nach dem Dickenson-Verfahren mit verdünnter Salpetersäure bis zu mehreren Wochen dauern können, läßt sich eine elektrolytische Bestimmung in einigen Tagen ausführen. Man kann also das elektrolytische Verfahren als ein beschleunigtes, mit sehr geringer Säurekonzentration arbeitendes chemisches Rückstandsverfahren bezeichnen. Im Vergleich zum Chlorrückstandsverfahren, das als das am zuverlässigsten arbeitende Rückstandsverfahren zur Bestimmung der Kieselsäure angesehen wird, bietet das elektrolytische Verfahren günstigere Arbeitsbedingungen. Es wird das mit großen Unzuträglichkeiten verbundene Arbeiten mit Chlorgas vermieden; außerdem können größere Proben untersucht werden. Irgendwelche Verluste, die bei der Chlorverflüchtigung auftreten können, sind bei der Elektrolyse nicht zu befürchten. Da das Chlorverfahren lediglich eine Erfassung der Kieselsäure- und Tonerdeinschlüsse ermöglicht, so ist unter Berücksichtigung dieses beschränkten Anwendungsgebietes das elektrolytische Verfahren zweifellos überlegen, sofern es sich nicht um hochgekohlte Stähle handelt. Von allen Rückstandsverfahren kann das elektrolytische als das die Einschlüsse am meisten schonende angesprochen werden. Die Eisen- und Manganoxydulbestimmung ist vor allem bei hochgekohnten Stählen noch nicht betriebsreif. Ähnliches gilt für Stähle mit hohem Phosphor- und Schwefelgehalt. Die optische Untersuchung des Rückstandes stößt auf Schwierigkeiten, da neben den Sulfiden und Oxyden die großen voluminösen Kohlenstoffmengen im Rückstande vorhanden sind. Zudem kann eine Umsetzung der Einschlüsse, etwa von Oxydulen in Hydroxyde, stattfinden.

Von den vorgeschlagenen Elektrolyten erschien eine wässrige Lösung von Kaliumbromid und Natriumzitat in Verbindung mit Kupfersulfatlösung am besten geeignet.

Es konnten keine besser geeigneten Elektrolyten gefunden werden. Die auftretenden Schwierigkeiten sind allen wässrigen Elektrolyten gemeinsam. Um die Elektrolyse zu verbessern, müßte ein Stoff dem Elektrolyten zugesetzt werden, der die auftretende Säurekonzentration selbsttätig zu regeln gestattet.

#### Zusammenfassung.

Nach dem elektrolytischen Verfahren von F. W. Scott wurden mit Magnesiumjodid als Elektrolyten Versuche ausgeführt. Infolge der Verunreinigung des Rückstandes mit Eisenhydroxyd konnte dieses Verfahren nicht zur Ermittlung eisenoxydulhaltiger Einschlüsse herangezogen werden. Am besten eignete sich die Elektrolyse nach R. Treje und C. Benedicks mit zwei getrennten Elektrolyten.

Dieses Verfahren wurde an Versuchsschmelzen und technischen Stählen nachgeprüft. Das Verfahren ist wie alle elektrolytischen Verfahren durch den Kohlenstoffgehalt beschränkt; Eisen- und Manganoxydul lassen sich nur als Summe bestimmen. Bei den Stählen lagen die Sauerstoffwerte nach dem Heißextraktionsverfahren stets niedriger als die aus dem elektrolytischen Rückstande errechneten Werte. Für Tonerde und Kieselsäure wurde mit dem Salzsäure-Rückstandsverfahren gute Uebereinstimmung erzielt.

Für Betriebslaboratorien ist das elektrolytische Verfahren nicht brauchbar. Auch bei wissenschaftlichen Versuchen stellen sich mancherlei Schwierigkeiten ein, so daß es durch andere Verfahren ergänzt werden muß.

33. Vollsitzung  
17. Juli 1936

# Der Mechanismus von Ausscheidungen und Umwandlungen.

Gruppe **E**  
Nr. 537

Von Ulrich Dehlinger in Stuttgart.

[Aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung zu Stuttgart.]

Bericht Nr. 352 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

(Grenzen der Anwendbarkeit der Phasenregel bei Umwandlungsvorgängen im festen Zustande. Mögliche Zwischenzustände bei Ausscheidungsvorgängen. Unterschiede zwischen Aushärtung bei Raumtemperatur und wirklicher Ausscheidung bei höheren Temperaturen. Korrosionsbeständigkeit der einzelnen Zwischenzustände. Geometrisch-kristallographische Vorgänge bei Umwandlungen und thermodynamische Bedingungen.)

In den Lehrbüchern der Metallkunde steht vor der Behandlung der Zustandsschaubilder ein Kapitel über die Erstarrung von Schmelzen, in dem die bekannten, von G. Tammann geschaffenen Vorstellungen über Keimbildung und Kristallwachstum beschrieben werden. Dies ist ein Teilgebiet der allgemeinen Umwandlungskinetik und wird vor der Gleichgewichtslehre, zu der die Beschreibung der Zu-

hat als einer der ersten gezeigt, daß man z. B. die Ausscheidungshärtung nicht durch die einfache Annahme von Keimen erklären kann.

Schreckt man ein System über eine Grenzlinie im festen Teil des Zustandsschaubildes hinweg ab, so daß es nicht mehr im Gleichgewicht ist, so strebt es je nach der Temperatur, auf die das System nach dem Abschrecken gebracht

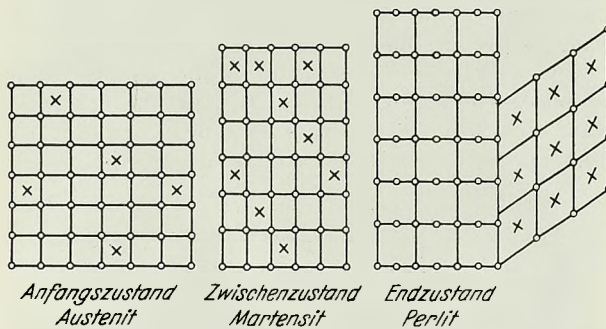


Abbildung 1. Austenitumwandlung bei hoher Abkühlungsgeschwindigkeit (schematisch).

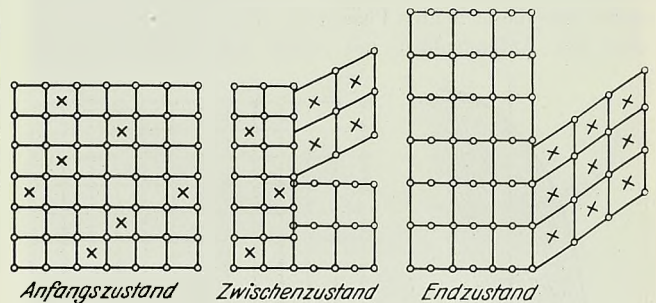


Abbildung 2. Austenitumwandlung bei geringer Abkühlungsgeschwindigkeit (schematisch).

standsschaubilder gehört, behandelt, weil praktisch das Gleichgewicht nur dann zustande kommt, wenn vorher Zustände durchlaufen werden, die nicht im Gleichgewicht sind.

Bei den Grenzlinien im festen Teil des Zustandsschaubildes, von denen hier gesprochen werden soll, ist eine solche Erörterung noch viel wichtiger. Während sich nämlich beim Erstarren von Schmelzen, also beim Ueberschreiten der Liquidus- und Soliduslinien der Zustandsschaubilder, das neue Gleichgewicht mit großer Annäherung vollständig einstellt, trifft dies beim Ueberschreiten der Grenzlinien im festen Zustande nur in seltenen Fällen zu. So hat es die Technik meistens mit Werkstoffen zu tun, in denen die Umwandlungen und Ausscheidungen im festen Zustande noch nicht vollständig zu Ende gekommen sind, und die deshalb noch nicht ganz im thermodynamischen Gleichgewicht sind. Für diese Nichtgleichgewichtszustände treffen die nur für Gleichgewichte geltenden Gesetze, besonders auch die Phasenregel, höchstens noch näherungsweise, häufig auch gar nicht mehr zu. Um diese Zustände trotzdem beherrschen zu können und um nicht jeden von ihnen einzeln ganz neu behandeln zu müssen, muß man sich nach andern Gesetzmäßigkeiten umsehen. Dies will die Umwandlungskinetik des festen Zustands tun. Der zunächst naheliegende Gedanke, das bei der Erstarrung von Schmelzen so gut bewährte Schema von Keimbildung und Kristallwachstum auch hier zum Ausgangspunkt zu machen, ließ sich nicht anwenden; G. Tammann<sup>1)</sup> selbst

wird, langsamer oder schneller dem Gleichgewichtszustand zu. Dabei können nebeneinander ganz verschiedenartige Zwischenzustände durchlaufen werden, deren Auftreten außer von der Temperatur, bei der die Umwandlung ausgeführt wird, auch von geringen Unterschieden in der Verformung und der sonstigen Vorgeschichte des Werkstoffes abhängt. Ein besonders deutliches Beispiel dafür ist die Umwandlung des Austenits in den Perlit. Nach F. Wever und N. Engel<sup>2)</sup> werden hierbei mindestens zwei verschiedene Reihen von Zwischenzuständen durchlaufen. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten bildet sich nämlich der Martensit, ein neues Gitter mit einer zwischen Austenit und Ferrit liegenden Kristallstruktur, bei kleinen Abkühlgeschwindigkeiten dagegen zerfällt der Austenit unmittelbar in Ferrit und Zementit. Eine schematische Darstellung dieser beiden Umwandlungsformen geben Abb. 1 und 2.

Daß eine und dieselbe chemische Gesamtreaktion über ganz verschiedene Zwischenstufen ablaufen kann, wird als selbstverständlich kaum mehr ausgesprochen; ganz allgemein folgt dies ohne weiteres aus der thermodynamischen Begründung der Gleichgewichtslehre. Trotzdem wird diese Tatsache in der Metallkunde häufig nicht beachtet und gibt dann Anlaß zu Meinungsverschiedenheiten zwischen den Vertretern verschiedener Umwandlungsmechanismen, die eigentlich gegenstandslos sind. Für den Legierungstechniker eröffnet sie die Möglichkeit, aus einem System durch

<sup>1)</sup> Z. Metallkde. 22 (1930) S. 365/68.

<sup>2)</sup> Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 42 (1930) S. 93/144; vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1308/11.

geeignete Wärmebehandlung eine viel größere Mannigfaltigkeit von Zuständen und damit auch von technischen Anwendungen herauszuholen, als im Gleichgewichtsschaubild des Systems zum Ausdruck kommt. Für die Forschung aber entsteht die Aufgabe, diese verschiedenartigen Zwischenzustände in übersichtliche Gesetzmäßigkeiten einzuordnen, die für möglichst viele Legierungen gelten und so von vornherein dem Techniker Anhaltspunkte für die von ihm auszuführenden Wärmebehandlungen geben.

**Erscheinungen bei Ausscheidungsvorgängen.**

Man spricht von einer Ausscheidung, wenn nach Abb. 3 aus einer Phase zwei Phasen im Endzustand entstehen, wobei eine dieser beiden Phasen ein Gitter hat, das sich von dem der Anfangsphase nur wenig unterscheidet; dieses

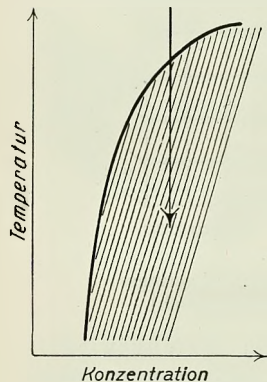


Abbildung 3. Zustandschaubild für Ausscheidungen.

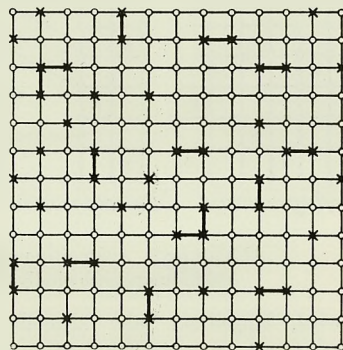


Abbildung 4. Die der Kaltaushärtung zugrunde liegende Komplexbildung (schematisch).

Gitter nennt man das Grundgitter. Man kennt heute drei verschiedene Reihen von Zwischenzuständen (vgl. Tafel I) bei Ausscheidungen, die oft in einer und derselben Probe nebeneinander auftreten, aber auch einzeln vorkommen können. Versuchsmäßige und theoretische Gründe sprechen dafür, daß in gegossenen und rekristallisierten Werkstoffen keine andern Ausscheidungsmechanismen vorkommen; allerdings fehlen noch z. B. vergleichende Untersuchungen darüber an Legierungen der Eisenmetalle. Dagegen muß betont werden, daß in Werkstoffen, die unmittelbar vor der Ausscheidung verformt wurden, andere, noch nicht näher untersuchte Vorgänge auftreten können, die wahrscheinlich den hier behandelten Gesetzmäßigkeiten nicht folgen.

Die Aushärtung von Aluminiumlegierungen bei Raumtemperatur ist besonders dadurch gekennzeichnet, daß sich zwar Festigkeit und elektrischer Widerstand stark gegenüber dem Ausgangszustand ändern, daß aber die Gitterkonstante des Grundgitters vollkommen erhalten bleibt. Dies zeigt mit Sicherheit, daß hierbei die Atome des gelösten Stoffes das Gitter noch nicht verlassen haben, daß also noch keine wirkliche Ausscheidung eingetreten ist. Versuchsmäßige und theoretische Gründe sprechen dafür, daß die gelösten Atome innerhalb des Grundgitters zu Komplexen zusammengetreten sind, wie sie in einfachster Form Abb. 4 zeigt. Im Laufe der Zeit können diese Komplexe weiterwachsen; man hat aber noch niemals beobachtet,

Tafel 1.

Die drei verschiedenen Zwischenzustandsreihen der Ausscheidung.

Reihe	Atomistische Beschreibung	Mikroskopisches Bild	Röntgenbild (letzte Debye-Linien)
I. Kaltvergütung	Komplexbildung	Unverändert	Unveränderte Gitterkonstante des Grundgitters
II. Warmvergütung	Wirkliche Ausscheidung, hochdisperse Verteilung, dann Zusammenballung	Inhomogen, fortschreitende schwarze Zone	Altes und neues Grundgitter nebeneinander (sogenannt zweiphasig)
III. Warmvergütung	Wirkliche Ausscheidung, hochdisperse Verteilung, dann Zusammenballung	Homogen, gleichmäßige Dunkelfärbung	Stetige Verschiebung des Grundgitters (sogenannt einphasig)

daß dabei schließlich eine sichtbare neue Phase entsteht. Besonders kennzeichnend für die Kaltaushärtung ist, daß sie bei Erhöhung der Temperatur zurückgeht. Dies wurde bei Aluminium mit 4,5 % Cu schon vor mehreren Jahren von M. L. V. Gayler und G. D. Preston<sup>3)</sup> gefunden (Abb. 5); später wurde derselbe Zusammenbruch der Kaltaushärtung bei der Ausscheidung von Zink aus dem Aluminiumgitter des Mischkristalls Al<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub> gefunden<sup>4)</sup>.

Die wirkliche Ausscheidung, bei der die gelösten Atome das Grundgitter verlassen, ist daran zu erkennen, daß sich die Gitterkonstante des Grundgitters ändert. Das neuentstandene Gitter dagegen ist zunächst

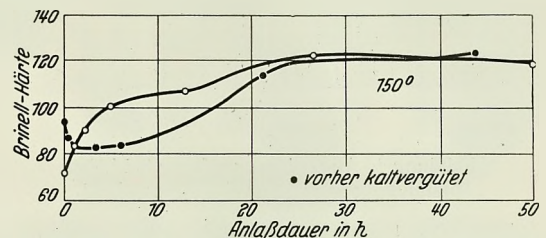


Abbildung 5. Abhängigkeit der Brinellhärte einer Aluminiumlegierung mit 4,5 % Cu von der Anlaßdauer beim Anlassen auf 150°. (Nach M. L. V. Gayler und G. D. Preston.)

weder röntgenographisch noch mikroskopisch zu sehen, weil es in feinsten Verteilung vorhanden ist. Erst bei weiterem Glühen oder bei Erhöhung der Temperatur setzt dann mehr oder weniger schnell die Zusammenballung ein, die annähernd gleichzeitig das neuentstandene Gitter auf dem Röntgenbild und im Mikroskop sichtbar werden läßt.

Die wirkliche Ausscheidung geht bei höherer Temperatur vor sich als die Kaltaushärtung, insbesondere auch noch bei Temperaturen, bei denen diese gar nicht mehr zustande kommt. Versuche an Aluminium mit 4,5 % Cu haben gezeigt<sup>3)</sup>, daß auch die Festigkeitssteigerung durch Warmaushärtung nicht davon abhängt, ob man etwa vorher bei tieferen Temperaturen eine Aushärtung herbeigeführt hatte. Es zeigt sich also, daß die wirkliche Ausscheidung ein von der Komplexbildung ganz unabhängiger Vorgang ist, daß also nicht etwa die Komplexe als Keime für die wirkliche Ausscheidung dienen.

Besonders auffallend ist, daß die wirkliche Ausscheidung in vielen Systemen sehr verformungsempfindlich ist, also durch eine Verformung beschleunigt wird, und zwar auch dann, wenn nach der Verformung noch bei hohen Temperaturen ausgeglüht wurde.

<sup>3)</sup> J. Inst. Met., London, 41 (1929) S. 191/234.

<sup>4)</sup> H. Meyer: Z. Physik 76 (1932) S. 268. Die Versuchskurven samt ihrer Temperaturabhängigkeit konnten als Integrale zweier kinetischer Differentialgleichungen mathematisch dargestellt werden [U. Dehlinger: Z. Physik 79 (1932) S. 550].

Diese Beobachtung führte zu der Annahme, daß die wirkliche Ausscheidung an den Grenzen der Mosaikstrukturblöcke erfolgt. Man weiß aus den Röntgenintensitätsmessungen, daß die scheinbar einheitlichen Körner des mikroskopischen Bildes aus zahlreichen, in ihrer kristallographischen Orientierung wenig voneinander abweichenden einzelnen Mikrokristalliten oder Gitterblöcken bestehen, deren Größe zwischen  $10^{-5}$  und  $10^{-6}$  cm liegt. Die Grenzflächen dieser Blöcke bilden Lockerstellen des Gitters, und ihre Oberflächenenergie unterstützt die Ausscheidung.

So ist auch atomistisch der so deutlich ausgeprägte Unterschied zwischen Kalt- und Warmaushärtung zu begründen. Die Komplexe der Kaltaushärtung bilden sich mit statistischer Verteilung im Innern der Gitterblöcke. Die bei der wirklichen Ausscheidung entstehende fein verteilte neue Phase bildet sich an den durch die Vor-

× 280

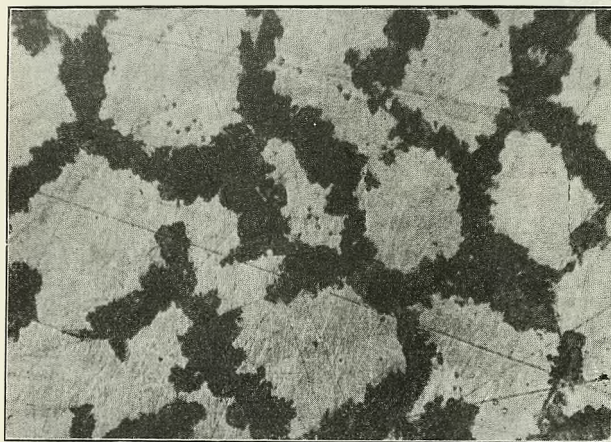


Abbildung 6. Mikroskopisch inhomogene Ausscheidungen bei einer vorverformten und dann rekristallisierten Kupfer-Beryllium-Legierung.

beiden hat ein tieferes Verständnis der wirklichen Ausscheidung befördert. Besonders hat sich gezeigt, daß zwischen den mikroskopisch einheitlichen und den mikroskopisch uneinheitlichen wirklichen Ausscheidungen zu unterscheiden ist.

Abb. 6 zeigt die uneinheitliche Ausscheidung an einer Kupfer-Beryllium-Legierung. In der von den Korngrenzen ausgehenden schwarzen Zone ist nach den Röntgenuntersuchungen die Ausscheidung schon beendet, und die ausgeschiedene Phase liegt in feinsten Verteilung vor. Dieser schwarze Bereich stellt also nicht etwa als solcher die neue Phase vor, sondern er ist ein kolloidales Gemenge aus Grundgitter und neuer Phase. Während der ganzen Ausscheidung bleibt das Bild uneinheitlich; bei weiterem Anlassen schieben sich nämlich die Grenzen der schwarzen Zone gegen den hellen Bereich vor. Es ist also an den Grenzen von schwarzem und weißem Bereich die Ausscheidungs-

× 280

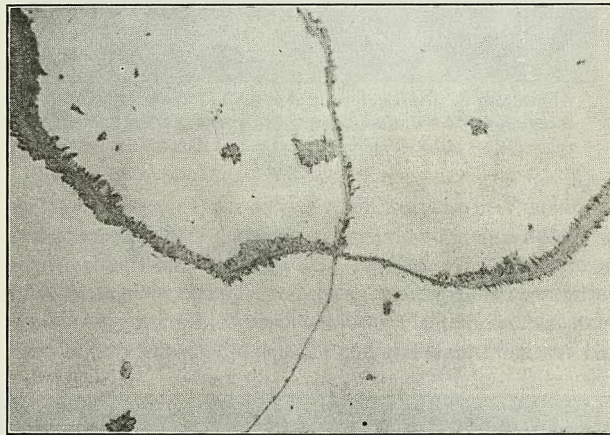


Abbildung 7. Nicht vorverformte Kupfer-Beryllium-Legierung nach der gleichen Wärmebehandlung wie in Abb. 6.

geschichte des Werkstoffes gegebenen Grenzen dieser Blöcke. Dieser Unterschied zwischen Kalt- und Warmaushärtung läßt sich auch thermodynamisch zwingend begründen. Die Kraft, welche die Atome zur Ausscheidung treibt, wird von dem Unterschied der freien Energie zwischen abgeschrecktem Anfangszustand und Gleichgewichtszustand geliefert. Dieser Unterschied ist aber um so größer, je tiefer die Temperatur ist, bei der man die Ausscheidung ausführt. Bei den Temperaturen der Kaltaushärtung genügt die freie Energie, um die Komplexe zu bilden und wachsen zu lassen. Bei höheren Temperaturen zeigt aber das vorher erwähnte Abklingen der Kaltaushärtung, daß die freie Energie nicht mehr genügt, um die Komplexe stabil zu halten, geschweige denn, um wirklich ausgeschiedene Gitterbereiche zu bilden, für die ja noch eine beträchtliche Oberflächenenergie zur Verfügung gestellt werden müßte. Wenn trotzdem bei diesen erhöhten Temperaturen die wirkliche Ausscheidung einsetzt, so kann dies nur dann erklärt werden, wenn man eine weitere im Gitter vorhandene Energie zu Hilfe nimmt, und hierfür kommt nur die Oberflächenenergie der Lockerstellen in Frage. Bei tieferen Temperaturen kann die wirkliche Ausscheidung trotz der größeren freien Energie nicht einsetzen, weil hier die Wanderungsgeschwindigkeit der gelösten Atome zu klein ist, so daß sie innerhalb der technisch in Betracht kommenden Zeiten nicht an die Grenzen der Mosaikblöcke gelangen können.

In letzter Zeit wurden zusammen mit Dr.-Ing. H. Bumm und Dr. phil. H. Lay nebeneinander mikroskopische Bilder und Röntgenaufnahmen der Ausscheidungsvorgänge zahlreicher Legierungen angefertigt. Gerade der Vergleich dieser

geschwindigkeit stark erhöht. Man hat es also bei der mikroskopisch uneinheitlichen Ausscheidung mit einer autokatalytischen Beschleunigung zu tun, durch welche die ganzen Geschwindigkeitsverhältnisse bestimmt werden. Abb. 6 stammte von einem vor der Ausgleichglühung stark gewalzten Werkstoff. Abb. 7 zeigt dagegen eine gegossene und nicht verformte Probe, die im übrigen dieselbe Wärmebehandlung wie die vorhergehende erfahren hat. Aus dem Vergleich der beiden Abbildungen erkennt man deutlich den Einfluß der Vorverformung: Im Gußwerkstoff ist die schwarze Zone weniger breit als im vorverformten Werkstoff, die autokatalytische Beschleunigung ist also durch die Vorverformung stärker geworden, eine Beobachtung, die zuerst bei Kupfer-Silber-Legierungen<sup>5)</sup> gemacht wurde.

Röntgenaufnahmen der weißen Gebiete, die durch magnetische Messungen von W. Gerlach<sup>6)</sup> unterstützt werden, zeigen nun bei Kupfer-Beryllium-Legierungen, ebenso auch bei Nickel-Beryllium-Legierungen eine weitere Erscheinung. Auch in den hellen Bereichen der Abb. 7 geht mehr oder weniger schnell die Ausscheidung vonstatten, wenn sie auch zunächst nicht so vollständig zu Ende geht wie in den schwarzen Bereichen. Diese neue Ausscheidungsform ist als mikroskopisch einheitlich zu bezeichnen, weil sich hierbei keine Grenzen ausbilden, also keine autokatalytische Beschleunigung wirkt und daher die Ausscheidung im ganzen noch ausscheidungs-fähigen Gebiet nahezu gleich-

<sup>5)</sup> H. Bumm: Metallwirtsch. 14 (1935) S. 429; H. Bumm und U. Dehlinger: Metallwirtsch. 15 (1936) S. 89/90.

<sup>6)</sup> Z. Metallkde. 28 (1936) S. 80.

mäßig vor sich geht. Nach längerem Anlassen erkennt man diese einheitliche Ausscheidung auch im Schlibbild (Abb. 8). Bei diesem Schliff, der ebenso geätzt ist wie die vorhergehenden Proben, sind die Randzonen heller geworden als die mittleren Zonen. Auch in den mittleren Zonen ist also die Ausscheidung beendet; dafür ist in den Randzonen etwas Neues eingetreten, die Zusammenballung.

× 280



Abbildung 8. Die Legierung der Abb. 7 nach längerem Ausglühen. Die Dunkelfärbung des vorher hellen Gebiets zeigt die mikroskopisch homogene Ausscheidung in diesem Gebiet.

in Abb. 11 sieht man entlang den Korngrenzen die dunklen Zonen der feinst verteilten, mikroskopisch uneinheitlichen Ausscheidung. In den der Menge nach weit überwiegenden hell gebliebenen Teilen hat man nach der Röntgenuntersuchung aber gleichzeitig eine mikroskopisch einheitliche Ausscheidung, die bei Temperaturerhöhung dann bald zu einer Zusammenballung führt (Abb. 12).

× 1000

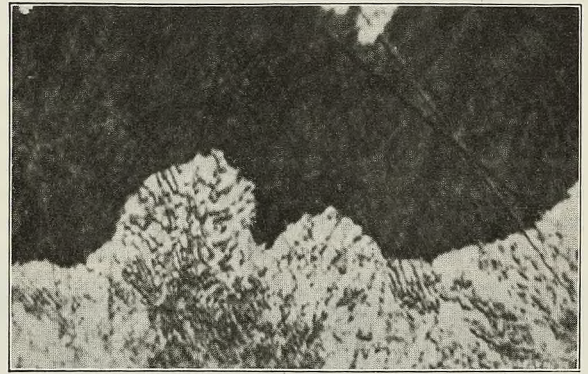


Abbildung 9. Zusammenballung der ausgeschiedenen Phase in der Randzone der Abb. 8.

Bei hoher Vergrößerung sieht man in der Tat, daß die zweite ausgeschiedene Phase zu mikroskopisch sichtbaren Streifen angewachsen ist (Abb. 9). Da somit in der Randzone die Verteilung weniger fein geworden ist, ätzt sich diese Zone jetzt auch nicht mehr so dunkel wie bei kürzerem Anlassen und erscheint daher heller als die Mittelzone der Körner.

× 280

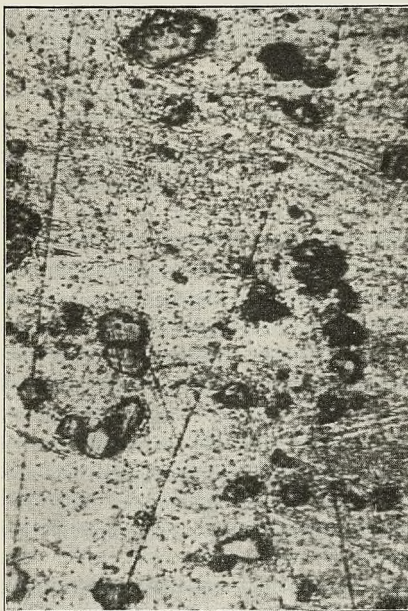


Abbildung 10. Gefüge von kalt ausgehärtetem Duralumin.

Aluminium-Kupfer-Legierungen unterscheiden sich von Kupfer-Beryllium-Legierungen durch eine viel kleinere autokatalytische Beschleunigung und durch eine schneller einsetzende Zusammenballung. Abb. 10 gibt das Gefüge von Aluminium mit 4,5 % Cu nach Kaltaushärtung wieder; hier ist keine mikroskopische Veränderung zu sehen; insbesondere erkennt man auch keine Korngrenzen. Nach stundenlangem Anlassen bei 130° dagegen traten schon Ausscheidungen auf;

<sup>7)</sup> H. Mann: Korrosion und Metallschutz 9 (1933) S. 141/50 u. 169/77.

Es soll erwähnt werden, daß es möglich ist, den Unterschied zwischen einheitlicher und uneinheitlicher Ausscheidung, der durch die autokatalytische Beschleunigung bedingt ist, auch atomistisch zu erklären. Offenbar wird die autokatalytische Beschleunigung von den Spannungen hervorgerufen, die bei der wirklichen Ausscheidung entstehen.

× 280

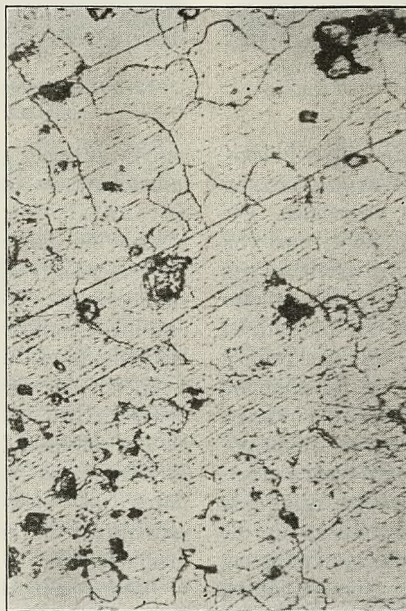


Abbildung 11. Gefüge des auf 130° angelassenen Duralumins.

Diese sind um so höher, je größer der Unterschied der Gitterkonstanten zwischen abgeschrecktem und im Endzustand befindlichem Grundgitter ist. Bei Aluminium mit 4,5 % Cu ist dieser Unterschied wesentlich kleiner als bei Kupfer-Beryllium-Legierungen, daher ist auch im ersten Fall die autokatalytische Beschleunigung kleiner, die Ausscheidung also viel mehr einheitlich als im letzten.

Die Korrosionsbeständigkeit der einzelnen Zwischenzustände ist sehr verschieden, und zwar ist immer besonders korrosionsempfindlich die schwarze Zone mit ihrer feinen Verteilung<sup>7)</sup>. Besonders gefährlich ist dies

× 400

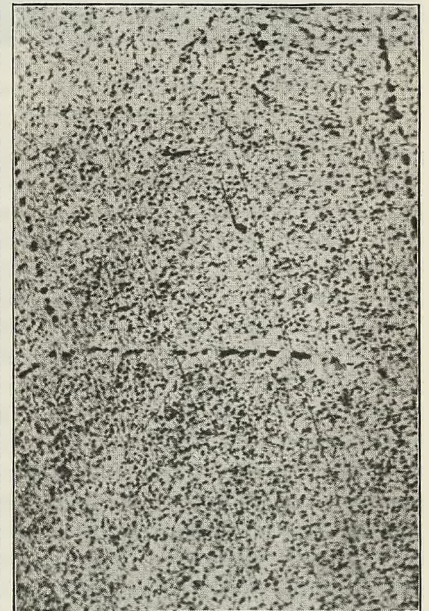


Abbildung 12. Gefüge des auf 500° angelassenen Duralumins.

natürlich dann, wenn die Ausscheidung mikroskopisch einheitlich ist, also diese schwarze Zone sich nur den Korngrenzen entlang zieht. Diese Anordnung der Ausscheidung gibt zu starker interkristalliner Korrosion Anlaß. Man wird also hochdisperse Gefüge mit feinst verteilten Ausscheidungen trotz ihrer meist hohen mechanischen Festigkeit vermeiden und dafür entweder durch Anlassen bei tieferen Temperaturen Kaltaushärtung oder durch längeres Ausglühen und Uebergang zu höheren Temperaturen Zusammenballung herbeizuführen suchen.

#### Vorgänge bei Umwandlungen im festen Zustande.

Bei den eigentlichen Umwandlungen, d. h. denjenigen Vorgängen, die aus einem homogenen Feld im festen Teil des Zustandsschaubildes in ein anderes homogenes Feld mit anderem Gittertyp hineinführen und zu denen auch die Umwandlung Austenit in Martensit zu rechnen ist, sind die geometrisch-kristallographischen Verhältnisse weitgehend durch die Untersuchungen von G. Kurdjumow und G. Sachs<sup>8)</sup>, G. Wassermann<sup>9)</sup> u. a. geklärt worden. Die sich jetzt einstellenden Fragen sind mehr theoretischer Natur.

Der Uebergang von einem Gittertyp zum andern erfolgt im allgemeinen durch eine Gleitung der Netzebenen übereinander, ähnlich wie bei der mechanischen Gleitung und Zwillingsbildung. Es ist nun merkwürdig, daß diese kristallographischen Vorgänge durch thermodynamische Bedingungen weitgehend bestimmt sind. So setzt die Bildung des Martensits im unlegierten Stahl bekanntlich bei einer ganz bestimmten, thermodynamisch berechenbaren Temperatur ein<sup>2)</sup>. Wenn sie durch Nickelzusatz gehemmt ist, wird die Hemmung um so schneller überwunden, je tiefer die Temperatur ist<sup>10)</sup>, je größer also die freie Energie ist, die bei der Umwandlung ins Spiel tritt. Wenn man aber die Thermodynamik bei kinetischen Vorgängen benützen will, so muß man sie statistisch auffassen, und wie bei jeder Statistik ist auch hier die erste Frage, welches die voneinander unabhängigen Einzelvorgänge sind, die miteinander das statistische Kollektiv bilden.

Eng damit in Zusammenhang steht die Frage nach den Ursachen der mehr oder weniger großen Ungleichmäßigkeiten, die man immer bei den Umwandlungen beobachtet, z. B. der nadeligen Ausbildung des Martensits. Eine endgültige Antwort auf diese Fragen kann heute noch nicht gegeben werden. Versuche zu ihrer Klärung werden zur Zeit besonders durch E. Scheil in Stuttgart angestellt. Die bisherigen Versuche sprechen jedoch dafür, daß als unabhängiges Einzelereignis der Statistik, das dem

<sup>8)</sup> Z. Physik 64 (1930) S. 325/43; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 500/04.

<sup>9)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 347/51.

<sup>10)</sup> U. Dehlinger und H. Bumm: Z. Metallkde. 26 (1934) S. 112.

\*

\*

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

H. Esser, Aachen: Bei den Ausscheidungsvorgängen an Duralumin- und Kupfer-Beryllium-Legierungen ist zu berücksichtigen, daß diese Legierungen besonders im Gußzustand Kristallseigerungen (schichtenförmigen Kristallaufbau) haben können, daß also die den Korngrenzen benachbarten Schichten der einzelnen Kristallite reicher an der ausscheidungsfähigen Phase sind als die inneren Zonen der Kristallite. Für die Größe der auftretenden Kristallseigerungen wird der jeweilig vorhandene Erstarrungsbereich im Zustandsschaubild maßgebend sein. Dieses wird bei verschiedenen Legierungen (Duralumin und Kupfer-Beryllium) verschieden groß sein. Dadurch können unterschiedliche Größen der Kristallseigerungen und somit ebenfalls verschiedenartiges Verhalten bei der Ausscheidung bedingt sein. Ich weiß nicht, wie weit Herr Dehlinger hierauf bei seinen Ueberlegungen Rücksicht genommen hat.

Platzwechsel eines Atoms mit einem andern bei den Ausscheidungsvorgängen entspricht, bei den Umwandlungen das Umklappen einer einzelnen Netzebene aus der dem alten Gitter in die dem neuen Gitter entsprechende Lage anzusehen ist. In der Nähe der Umwandlungstemperatur werden also die Netzebenen einzeln hin- und wieder zurückklappen, und die Zahl der in einer Lage übrigbleibenden Netzebenen wird durch die thermodynamische Statistik bestimmt. Dabei sind die bei diesen einzelnen Umklappvorgängen entstehenden Spannungen von Bedeutung, welche befördernd oder hemmend wirken können, also sich zu der freien Energie des Gitters als solchem mit positivem oder negativem Vorzeichen addieren.

#### Zusammenfassung.

Bei Umwandlungen im festen Zustande, die vielfach über Nichtgleichgewichtszustände verlaufen, können die für Gleichgewichte geltenden Gesetze, insbesondere die Phasenregel, nur noch näherungsweise angewendet werden. Beim Uebergang von einem Anfangszustand in einen Endzustand können ganz verschiedenartige Zwischenzustände durchlaufen werden, wie es beim Austenitzerfall beobachtet und schematisch dargestellt wurde. Auch der Aushärtung von Legierungen aus ihren übersättigten Lösungen liegen verschiedene Ausscheidungsvorgänge zugrunde. Bei der Kaltaushärtung von Aluminium-Kupfer-Legierungen wurde beobachtet, daß die Härtesteigerung eintritt, ohne daß der gelöste Stoff das Gitter verläßt, sondern nur innerhalb des Grundgitters zu Komplexen zusammentritt. Diese Komplexbildung geht zurück, wenn eine höhere Anlaßtemperatur von etwa 130° angewendet wird, und macht der mikroskopisch sichtbaren Ausscheidung Platz. Diese Erscheinung wird thermodynamisch begründet.

Beim Anlassen einer kaltverformten Kupfer-Beryllium-Legierung werden zwei Arten von Ausscheidungen festgestellt, die mikroskopisch einheitliche und uneinheitliche Ausscheidung. Der Unterschied zwischen beiden ist durch die verschieden große autokatalytische Beschleunigung des Ausscheidungsvorganges bedingt, die ihre Ursache in den beim Uebergang vom Anfangszustand in den Endzustand auftretenden Gitterspannungen hat. Aus statistischen Ueberlegungen wird gefolgert, daß dem Platzwechsel eines Atoms mit einem andern bei der Ausscheidung, bei den Umwandlungen das Umklappen einer einzelnen Netzebene aus der dem alten Gitter in die dem neuen Gitter entsprechende Lage anzusehen ist.

Ueber die Kinetik der Umwandlungen im festen Zustande entwickelt sich allmählich eine anschaulichere Vorstellung, indem man einerseits die Bewegungen der einzelnen Atome und die Kräfte, welche sie treiben, erkennt und andererseits die Vorgänge im Mikroskop sieht, ohne den Zusammenhang zwischen beiden Bildern aus dem Auge zu lassen.

Was die Natur des Martensits betrifft, so glaube ich nicht, daß wir die Frage, ob der Martensit als eine Zwangslösung von Kohlenstoff in  $\alpha$ -Eisen im Sinne der Härtungstheorie von E. Maurer<sup>11)</sup> oder als ein feinst verteiltes Gemenge von Zementit und  $\alpha$ -Eisen anzusehen ist, bereits widerspruchsfrei nach der einen oder anderen Seite beantworten können. Faßt man den Martensit als eine Zwangslösung von Kohlenstoff in  $\alpha$ -Eisen auf, so ergeben sich erhebliche Schwierigkeiten bei der Deutung der Härte, die in diesem Falle auf Gitterspannungen zurückgeführt werden muß. Da diese Spannungen durch Anlassen auf 100 bis 150° beseitigt werden können (erkennbar an den Röntgeninterferenzen), muß oberhalb 150° die Härte nach der Dispersitäts- oder Blockierungstheorie erklärt werden. Ferner müßte für den Fall der Zwangslösung ähnlich wie bei anderen

<sup>11)</sup> Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf., 1 (1920) S. 39/86; vgl. Stahl u. Eisen 41 (1921) S. 1696/1706.

übersättigten Mischkristallen Ausscheidungshärtung zu beobachten sein. Dies ist aber nicht der Fall. Daneben dürfte es sehr unwahrscheinlich sein, daß eine Phase ( $\alpha$ -Eisen) über den ihr im Gleichgewichtszustand eigenen Sättigungswert (0,03 bis 0,04 % C) hinaus übersättigt werden kann<sup>12)</sup>.

Der Auffassung, daß bei der Umwandlung des Austenits zwei verschiedene Reihen von Zwischenzuständen durchlaufen werden, stimme ich nicht zu. Nach meiner Ansicht handelt es sich bei den beiden Stufen Perlit und Martensit um zwei innerhalb einer Reihe liegender Zustände. Es ist ohne Schwierigkeiten denkbar, daß der Übergang vom  $\gamma$ - zum  $\alpha$ -Gitter, d. h. die durch eine einfache Schiebung darstellbare Aenderung der Atomanordnung, sowohl bei der Austenit-Perlit-Umwandlung als auch bei der Austenit-Martensit-Umwandlung gleichartig ist. Im Falle der hohen Geschwindigkeit (bei schroffer Abschreckung) friert dieser Vorgang lediglich infolge des zu geringen Diffusionsvermögens des Kohlenstoffs (oder des Zementits) bei der niedrigeren Umwandlungstemperatur ( $A_r'$ ) kurz vor dem Endzustand ( $c : a = 1,0$ ) ein. Beiden Vorgängen gemeinsam ist der Austritt des Kohlenstoffs aus dem Gitter. Verschiedenartig ist nur bei den beiden Zuständen — dem Perlit und dem Martensit — die Teilchengröße der ausgeschiedenen Phase (Eisenkarbid).

G. Masing, Berlin: Da die Martensitfrage angeschnitten worden ist, möchte ich dazu folgendes sagen. Ich persönlich sehe keine der von Herrn Esser erwähnten Schwierigkeiten, den Martensit als feste Lösung von Kohlenstoff im Ferrit aufzufassen. Es würde aber wohl zu weit führen, das hier im einzelnen zu erörtern.

Betreffend Kupfer-Beryllium möchte ich unterstreichen, was Herr Esser gesagt hat. Soviel ich mich erinnere — und Herr Dahl wird das bestätigen —, haben wir derartige Zonen, wie sie Herr Dehlinger beschreibt, beim Vergüten von gewalzten Legierungen nicht gehabt, sondern nur bei gegossenen Stücken, und ich habe die kleine Befürchtung, daß die von Herrn Dehlinger untersuchten Proben Zonengefüge aufweisen, das übrigens nicht bloß aus dem gegossenen Zustande zu stammen braucht, sondern später infolge von Glühungen entstanden sein kann, wenn Umwandlungsgebiete überschritten werden.

U. Dehlinger, Stuttgart: Daß sich die schwarzen Zonen zeigen und insonderheit, daß sie autokatalytisch fortschreiten, ist sicher. Die Herren Masing und Dahl haben das früher wohl deshalb nicht beobachtet, weil sie ein schärferes Aetzmittel benutzt haben. Wir haben mit alkoholischer Ammoniaklösung geätzt. Mit diesem Aetzmittel kommen die Zonen sehr scharf heraus, während in den früheren Veröffentlichungen nur von braunen oder schwarzen Färbungen des Ganzen die Rede war. Wir haben scharf begrenzte Zonen, die geradlinig fortschreiten. Außerdem haben wir dieses Bild röntgenographisch bestätigt.

G. Masing: Das bezweifle ich nicht, aber ist die Legierung homogener?

U. Dehlinger: Sie ist jedenfalls homogener als die gegossene Legierung, in der die schwarzen Zonen weniger breit sind. Ueber die Ursachen dieser mikroskopisch inhomogenen Ausscheidungen möchte ich mich noch nicht vollständig sicher aussprechen. Es ist denkbar, daß die Erklärungen der Herren Esser und Masing zutreffen, allerdings kann ich mir nicht denken, wie sie das Fortschreiten der schwarzen Zonen deuten wollen. Dagegen sind die Spannungen, die ich zur Erklärung heranziehen möchte, sicher da, und wir werden, glaube ich, am besten tun, bei solchen Theorien möglichst das zu nehmen, was wir mit Sicherheit haben, und versuchen damit auszukommen. Und ich glaube, daß man mit diesen Spannungen auskommt.

G. Masing: Ich habe nicht bestritten, daß es bei anderen Legierungen so ist, wie es Herr Dehlinger ausführt. Nur bei Kupfer-Beryllium-Legierungen habe ich Bedenken.

G. Wassermann, Berlin: Herr Dehlinger hat gezeigt, daß im Falle der zweiphasigen Ausscheidung der Vorgang an den Korngrenzen beginnt, aber nach einiger Zeit zum Stillstand kommt, also nicht das ganze Gefüge umfaßt. Das scheint mir dafür zu sprechen, daß die Zustandsreihe II lediglich einen Sonderfall der Reihe III, also der einphasigen Ausscheidung, darstellt und nur auf besondere Ursachen zurückzuführen ist, die im einzelnen noch nicht bekannt sind.

Dann habe ich noch eine Bitte an Herrn Dehlinger, nämlich zur Frage der Benennung der Vorgänge. Die Namengebung ist ja gerade auf dem hier behandelten Gebiet großen Schwierigkeiten begegnet, die durch die allgemeine Annahme des Ausdrucks „Aushärtung“ beseitigt worden sind. Es wäre deshalb zu begrüßen, wenn die früheren Bezeichnungen, insbesondere der ja

längst vergebene Ausdruck „Vergütung“, in Zukunft vermieden würden.

H. Lange, Düsseldorf: Herr Dehlinger gab in einem Bericht eine schöne und abgerundete Uebersicht über die Vorgänge, die bei Ausscheidungen aus übersättigten Metallphasen bei Temperaturen, die 500° nicht überschreiten, stattfinden. Er gab für diese Vorgänge in Mehrstoffsystemen auch eine anschauliche Deutung, gegen die gewiß keine Einwendungen zu erheben sind, um so weniger, als wohl auch Herr Dehlinger in seiner Deutung kaum mehr sehen möchte als eine Arbeitshypothese, die mit der Zeit noch manche Abänderung und Ergänzung erfahren mag. Die von Herrn Dehlinger behandelten Erscheinungen spielen auch bei einer Reihe von Vorgängen, die an Eisenlegierungen beobachtet werden, eine große Rolle. Zu nennen ist hier vor allem die Alterung und die Ausscheidungshärtung, welche letztere heute bei der Erzeugung von Legierungen für Dauermagnete eine große Rolle spielt. Es ist zu hoffen, daß weitere Untersuchungen auch auf diesem Gebiete noch wertvolle neue Erkenntnisse bringen werden.

Hinzuweisen ist noch auf einen Schönheitsfehler, der zwar für den Bericht selbst von geringer Bedeutung ist, der aber doch zu Mißverständnissen Anlaß geben könnte. Wenn Herr Dehlinger von „eigentlichen Umwandlungen“ als den Vorgängen spricht, die aus einem homogenen Feld im festen Teil des Zustandschaubildes in ein anderes homogenes Feld mit anderem Gittertyp hineinführen, so scheint er hierbei doch die Tatsache zu wenig zu berücksichtigen, daß zwischen zwei solchen homogenen Feldern immer ein Gebiet heterogenen Gleichgewichts liegt, das den Ablauf des Umwandlungsgeschehens mit bestimmt. Dies zeigt sich vor allem in dem recht unglücklich gewählten Beispiel der Martensitbildung, das Herr Dehlinger für einen solchen „eigentlichen Umwandlungsvorgang“ gibt. Da es im Gleichgewichtsschaubild des Eisen-Zementit-Systems kein homogenes Feld für den Martensit gibt, ist die Martensitbildung gerade im Sinne von Herrn Dehlinger keine „eigentliche Umwandlung“. Dies kommt daher, daß der Martensit ein durchaus instabiler Zustand ist. Der, man könnte sagen — natürliche — Umwandlungsvorgang ist eben nicht die Martensitbildung, sondern die Ferrit- und Zementitbildung. Gerade für diese folgt aber aus den von Herrn Dehlinger schon angeführten Untersuchungen von Wassermann und vieler anderer Arbeiter, daß sie im Sinne der klassischen Tammannschen Vorstellungen über den Umwandlungsablauf erklärbar sind. Darum ist zunächst auch kein Grund vorhanden, für „eigentliche Umwandlungsvorgänge“ im Sinne von Herrn Dehlinger von diesen klassischen Vorstellungen der Keimbildung und der Kristallisationsgeschwindigkeit Abstand zu nehmen. Anders steht es natürlich mit den Vorgängen, die wie die Martensitbildung unter dem Zwange starker Unterkühlung ablaufen, und die zur Entstehung neuer und übersättigter und durchaus instabiler Zustände führen. Ob freilich die Forschung hier auch nach den gewiß recht wertvollen Dehlingerschen Beiträgen schon so weit fortgeschritten ist, daß diese Vorgänge in einem Bild zusammengestellt werden können, das mehr gibt als eine Arbeitshypothese, dürfte noch offenstehen.

Zu den Ausführungen von Herrn Esser über den Martensit ist zu sagen, daß ein sicherer Beweis dafür, daß der Kohlenstoff im Martensit in Lösung ist, leicht erbracht werden kann. Gegenüber der Elementarzelle des Ferrits ist nämlich das Volumen der Elementarzelle des Martensits im Verhältnis seines Kohlenstoffgehaltes vergrößert. Wie sollte aber eine Volumenvergrößerung durch die Annahme von inneren Spannungen oder Druckkräften erklärbar sein, wenn nicht zugleich angenommen wird, daß die Anzahl der Atome in der Elementarzelle zunimmt? Es gibt in der Tat keine andere Erklärung für die Volumenzunahme der Elementarzelle des Martensits gegenüber dem Ferrit als die Annahme, daß sich der Kohlenstoff in irgendwelcher Form in Lösung befindet.

H. Wentrup, Essen: Es ist bei den Untersuchungen über Ausscheidungsvorgänge immer darauf hingewiesen worden, daß der mechanische Effekt auftritt, bevor die Besonderheiten im Gitter bei der Röntgenaufnahme beobachtet werden. Danach muß doch, bevor der Zustand II, die Warmvergütung, eintritt, irgendein besonderer Zustand vorher noch vorliegen, der für die besonderen mechanischen Effekte verantwortlich zu machen ist.

U. Dehlinger: Wenn das früher gesagt worden ist, dann bezog es sich nur auf Duralumin, an dem früher die meisten Untersuchungen gemacht wurden und bei dem tatsächlich Kalt-aushärtung vorhergeht. Bei Kupfer-Silber-Legierungen, ebenso bei Nickel-Gold-Legierungen nach W. Köster und G. Dannöhl geht nichts vorher. Da ändert sich das Gitter gleichzeitig mit der Festigkeitssteigerung.

<sup>12)</sup> Vgl. R. Ruer: Z. physik. Chem. 421 (1926) S. 484.



Mit Herrn Wassermann gehe ich insofern einig, als ich annehme, daß die Zustandsreihe II aus den der Reihe III zugrunde liegenden Vorgängen entsteht durch das Hinzukommen der autokatalytischen Beschleunigung. Die Frage, was „Sonderfall“ und was „Regelfall“ ist, scheint mir bedeutungslos; jedenfalls kommen beide Fälle häufig vor. Uebrigens kommt die Reihe II bei Kupfer-Silber- und bei Gold-Nickel-Legierungen nicht zum Stillstand, und zwar, weil dort die autokatalytische Beschleunigung stärker ist als bei Kupfer-Beryllium-Legierungen.

Bei den „eigentlichen Umwandlungen“, zu welchen Herr Lange die Martensitbildung nicht rechnen möchte, habe ich zunächst z. B. an die allotrope Umwandlung des reinen Kobalts gedacht, bei der ein zweiphasiges Gebiet nicht überschritten wird. Die experimentell beobachteten Ähnlichkeiten zwischen Kobaltumwandlung und Martensitbildung, nämlich die Gleitung, die hohe Geschwindigkeit, die scharfe Umwandlungstemperatur, werden natürlich dadurch nicht beeinträchtigt, daß es auch eine unmittelbare Umwandlung von Austenit in Perlit mit ganz anderem Mechanismus gibt, bei dem Keimbildung und Kristallwachstum unterschieden werden konnten.



Gruppe **E**

Nr. 538

## Verhältnis der Ergebnisse von statischen und dynamischen Kerbbiegeversuchen zueinander.

Von Richard Mailänder in Essen.

(Statische Biegeversuche und übliche Kerbschlagbiegeversuche an einem Thomasstahl, einem mit Aluminium beruhigten weichen und einem silizierten härteren Siemens-Martin-Stahl nach Normalglühung, Ueberhitzung und Alterung. Abhängigkeit des Verhältnisses von statischer zu dynamischer Brucharbeit von den Versuchsbedingungen.)

An großen Proben von  $30 \times 30 \times 160$  mm<sup>3</sup> mit 15 mm tiefem Rundkerb von 4 mm Dmr. wurden bei drei Stählen nach *Zahlentafel 1*<sup>1)</sup> vergleichshalber Versuche auf einem 15-mkg-Pendelschlagwerk (Auftrittsgeschwindigkeit 5,9 m/s) und statische Biegeversuche bei Temperaturen von  $-20^\circ$  bis  $+500^\circ$  angestellt. Die Stähle wurden geprüft nach Normalglühung, nach Ueberhitzung (2 h bei  $1200^\circ$ ) und nach Alterung, wobei die normalgeglühten Stangenabschnitte von 160 mm Länge im mittleren Drittel quer zur Längsrichtung um 10 % gequetscht und dann 1 h bei  $250^\circ$  angelassen wurden. Der Kerb lag in den gealterten Proben senkrecht zur Richtung des Quetschdruckes. Beim statischen Biegeversuch auf einer Presse wurden Kraft-Durchbiegungs-Schaubilder aufgezeichnet, aus denen sich durch Planimetrieren die Biegearbeit bis zum Bruch ermitteln ließ.

Zahlentafel 1. Zusammensetzung und Behandlung der Versuchsstähle.

Stahl	Zusammensetzung					Normalglüh- temperatur °C
	C %	Si %	Mn %	P %	S %	
A	0,06	Spur	0,38	0,036	0,018	930
J	0,11	0,04	0,47	0,014	0,023	930
S	0,35	0,26	0,77	0,020	0,023	870

Die Versuchsergebnisse in *Abb. 1 bis 8* zeigen außer für Stahl A im gealterten Zustand die bekannte Erscheinung, daß die Kurve der statischen Brucharbeit gegenüber der Kurve der Schlagarbeit nach tieferen Temperaturen hin verschoben ist, und daß diese Verschiebung für die Tieflage zwischen  $200$  und  $500^\circ$  größer ist als für den Höchstwert und den Steilabfall. Mit der erwähnten Ausnahme schneiden sich also die Kurven für statische und für stoßweise Biegung einmal in der Gegend des Steilabfalles und ein zweites Mal in der Gegend der Tieflage.

Der Höchstwert der Brucharbeit, von dem aus der Steilabfall eintritt, ist für Stahl J in allen drei Behandlungszuständen bei statischer Biegung etwa ebenso groß wie bei stoßweiser Biegung. Für Stahl S hat die statische Brucharbeit einen kleineren Höchstwert als die Schlagarbeit. Noch größer ist dieser Unterschied für Stahl A im normalgeglühten und überhitzten Zustand. Selbst wenn man die Kurve durch die (wenig zahlreichen) statisch ermittelten

Punkte so ziehen würde, daß sie eine ähnliche scharfe Spitze aufweist wie die Kurve für die Schlagversuche (vgl. die dünn gestrichelten Kurven in *Abb. 1, 2, 5 und 6*), läßt sich, besonders für Stahl A, der Höchstwert der statischen Brucharbeit doch nicht auf die Größe des Höchstwertes der Schlagarbeit bringen. Für Stahl A im gealterten Zustand ist in dem untersuchten Temperaturbereich die statische Brucharbeit durchweg merklich niedriger als die Schlagarbeit.

Aus der Ueberschneidung der Kurven für die statische Brucharbeit und für die Schlagarbeit ergibt sich, daß je nach der Versuchstemperatur die statische Brucharbeit größer oder kleiner ist als die Schlagarbeit. Liegt die Versuchstemperatur im Bereich des Steilabfalles der Kerbschlagzähigkeit, so kann sich das Verhältnis zwischen statischer und dynamischer Brucharbeit schon durch geringe zusätzliche Einflüsse erheblich ändern. Da die Lage des Steilabfalles von der Versuchsgeschwindigkeit beeinflußt wird<sup>2)</sup>, so wird sich bei einer Aenderung der Schlaggeschwindigkeit auch das Verhältnis der Brucharbeiten ändern. Ferner wird aus diesem Grunde zu erwarten sein, daß im Temperaturbereich des Steilabfalles die Kerbschlagzähigkeit stark davon abhängt, in welchem Maße die Schlagarbeit des Pendelhammers die zum Bruch erforderliche Schlagarbeit übersteigt, selbst wenn die Geschwindigkeit zu Beginn des Schlags gleich ist.

Es hängt also von der Lage des Steilabfalles der Kerbschlagzähigkeit gegenüber der Versuchstemperatur ab, ob ein Werkstoff bei statischer Biegung eine größere Brucharbeit erfordert als beim Schlagversuch, oder ob das Gegenteil der Fall ist. Wenn man von dem noch zu klärenden Fall mit dem gealterten Stahl A absieht, so liegt hier aber ein gesetzmäßiges Verhalten vor. Im Bereich des Steilabfalles ergibt der statische Versuch größere Brucharbeiten als der Schlagversuch; bei höheren Temperaturen dreht sich das Verhältnis um, und bei sehr hohen Temperaturen erfolgt nochmals eine Umkehr. Aenderungen der Schlaggeschwindigkeit führen in den einzelnen Bereichen zu sinngemäßen Aenderungen des Verhältnisses der Brucharbeiten.

Aus diesen Beziehungen erklären sich die scheinbar widerspruchsvollen Ergebnisse älterer Untersuchungen. So wurde das Verhältnis von statischer Arbeit zu Schlagarbeit von G. Charpy<sup>3)</sup> für zähen Stahl zu  $< 1$ ,

<sup>1)</sup> Die Stähle wurden auch zu den in Arch. Eisenhüttenwes. 10 (1936/37) S. 53/58 (Werkstoffaussch. 348) beschriebenen Versuchen verwendet.

<sup>2)</sup> Vgl. z. B. E. Maurer und R. Mailänder: Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 410.

<sup>3)</sup> Rev. Métallurg. 6 (1909) Mém., S. 1229.

für spröden Stahl zu  $> 1$  gefunden. A. Leon und P. Ludwik<sup>4)</sup> erhielten ein Verhältnis von  $> 1$  für Proben mit Scharfkerb, während der gleiche Stahl an Proben mit Rundkerb ein Verhältnis von  $< 1$  ergab. G. Charpy und A. Cornu-Thenard<sup>5)</sup> fanden für einen Flußstahl bei üblicher Behandlung ein Verhältnis von  $< 1$ ; in grobkörnigem Zustand ergab der gleiche Stahl ein Verhältnis von  $> 1$ .

Das Verhältnis zwischen statischer und dynamischer Brucharbeit hängt also von den Versuchsbedingungen ab; die unter bestimmten Bedingungen ermittelten Verhältniszahlen können nicht zur Trennung der Stähle in schlagspröde und schlagzähe dienen, wie es J. Bartel<sup>6)</sup> vor kurzem vorgeschlagen hat.

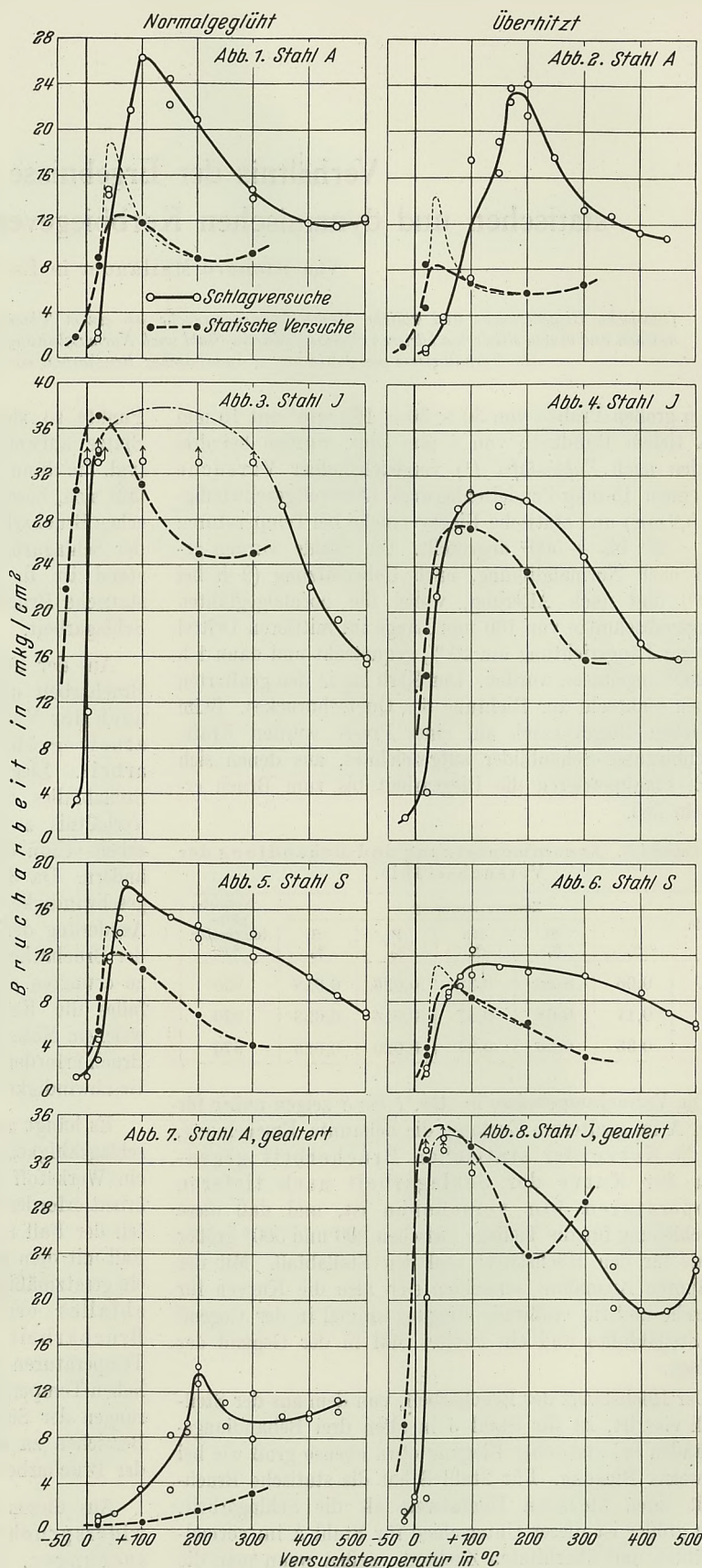
Zusammenfassung.

An gekerbten Proben aus einem Thomasstahl, einem mit Aluminium beruhigten weichen und einem silizierten härteren Siemens-Martin-Stahl wurden des Vergleiches halber statische und dynamische Biegeversuche bei Temperaturen von  $-20^{\circ}$  bis  $+500^{\circ}$  nach Normalglühung, Ueberhitzung und Alterung angestellt. Dabei ergab sich, daß je nach der Versuchstemperatur die statische Brucharbeit größer oder kleiner ist als die Schlagarbeit. Im Bereiche des Steilabfalles bringt der statische Versuch größere Brucharbeiten als der Schlagversuch. Bei höheren Temperaturen dreht sich das Verhältnis um, und bei weiter gesteigerter Temperatur erfolgt nochmals eine Umkehr. Aenderungen der Schlaggeschwindigkeit führen in den einzelnen Bereichen zu sinngemäßen Aenderungen des Verhältnisses der Brucharbeiten. Damit erklären sich die scheinbar widerspruchsvollen Ergebnisse älterer Untersuchungen. Ebenso ist daraus zu folgern, daß die unter bestimmten Bedingungen ermittelten Verhältniszahlen von dynamischer zu statischer Brucharbeit nicht zur Trennung der Stähle in schlagspröde und schlagzähe dienen können, wie es J. Bartel<sup>6)</sup> vor kurzem vorgeschlagen hat.

<sup>4)</sup> Rev. Métallurg. 7 (1910) Mém., S. 117.

<sup>5)</sup> C. r. Acad. Sci., Paris, 168 (1919) S. 1315.

<sup>6)</sup> III. Internationale Schienentagung, Budapest 1935 (Budapest 1936) S. 107/14.



Abbildungen 1 bis 8. Ergebnisse der Kerbbiegeversuche mit Proben von  $30 \times 30 \times 160 \text{ mm}^3$  mit 15 mm tiefem Kerb von 4 mm Dmr.

# Prüfung des Gußeisens auf seine Wachstumsbeständigkeit.

Von Erich Scheil in Stuttgart.

[Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Vereinigten Stahlwerke, A.-G., in Dortmund.]

(Abhängigkeit des Wachstumsbetrages bei Temperaturen unterhalb des  $A_1$ -Punktes von der Art der Glühung (Pendel- oder Dauerglühung). Einfluß der Probenabmessungen auf das Ergebnis von Wachstumsversuchen; übermäßige Oxydation bei Prüfung dünner Stäbe.)

Wird Gußeisen längere Zeit höheren Temperaturen ausgesetzt, so nimmt bekanntlich sein Rauminhalt allmählich zu, es wächst. Die Prüfung des Gußeisens auf seine Wachstumsbeständigkeit erfolgt in der Regel durch Messung der Längenänderungen eines Probestabes während oder nach einer gewissen Glühdauer. Soll die Messung etwas über das voraussichtliche Verhalten eines Gußstückes im Gebrauch aussagen, so muß eine Reihe von Einflußgrößen beachtet werden, die im folgenden besprochen werden sollen.

Am einfachsten wäre die Prüfung im Gebrauch selbst. Bei Gußteilen, die nur eine kurze Betriebsdauer aushalten sollen, ist die statistische Feststellung der Lebensdauer einer Lieferungsreihe auch am zweckmäßigsten. Man braucht dabei nicht bis zum Unbrauchbarwerden aller Gußteile zu warten, sondern in der Regel wird die Bestimmung der Halbwertszeit, d. h. der Zeit, in der die Hälfte unbrauchbar geworden ist, genügen.

Ist die Lebensdauer aber verhältnismäßig lang, so muß man zu Kurzzeitprüfungen schreiten. Die schlechten Erfahrungen, die man mit scharfen Kurzprüfungen auf anderen Gebieten, z. B. bei der Korrosion, gemacht hat, lassen es ratsam erscheinen, die Abkürzung nicht zu weit zu treiben und vor allem nicht unter Bedingungen zu prüfen, bei denen andere Ursachen eine ausschlaggebende Rolle spielen als beim Gebrauch.

Ein wirksames Mittel zur Abkürzung der Versuchsdauer ist an sich die Steigerung der Prüftemperatur. Wird dabei der  $A_1$ -Punkt überschritten, so tritt als neue Ursache des Wachsens eine Auflockerung des Gefüges beim Durchschreiten des  $A_2$ - und  $A_1$ -Punktes hinzu, die durch die Rauminhaltsänderungen bei den Umwandlungen bedingt werden. Dadurch kann das Wachsen so beschleunigt werden, daß C. Benedicks und H. Löfquist<sup>1)</sup> die Gefügauflockerung und ihre Folgen als Hauptursache für das Wachsen unter diesen Bedingungen ansehen konnten. Bei Temperaturen oberhalb  $A_1$  darf die Prüfung daher nicht erfolgen, wenn die Gußteile im üblichen Betrieb diese Temperaturen nicht erreichen. Als Temperatur, bei der das Wachsen von gewöhnlichem Gußeisen in einigen Tagen merklich wird, haben sich bei eigenen Versuchen  $600^\circ$  bewährt. Bei dieser Glühtemperatur ist die Verzunderung der Oberfläche so gering, daß einfache in den Probestab geschnittene Rillen zur Messung der Verlängerung ausreichen. Stäbe, in denen besondere Meßmarken aus zunderbeständigem Stahl angebracht worden waren, ergaben die gleichen Werte<sup>2)</sup>.

Auch bei Temperaturen unter dem  $A_1$ -Punkt, die für die technische Verwendung des Gußeisens am wichtigsten sind, ist die Art der Glühung — ob Dauer- oder

Pendelglühung — von erheblichem Einfluß auf den Wachstumsbetrag. In Abb. 1 sind Ergebnisse von Versuchen aufgezeichnet, bei denen die Pendelglühung derart durchgeführt wurde, daß der Ofen in 3 h auf  $600^\circ$  aufgeheizt wurde, etwa 1 h bei dieser Temperatur verblieb und darauf in rd. 6 h wieder auf Raumtemperatur abkühlte; als Glühdauer wurde nur die Zeit gerechnet, bei der der Ofen tatsächlich  $600^\circ$  hatte, so daß in Abb. 1 eine Glühstunde einer Pendelung entspricht. Während bei der Dauerglühung die Probe nach einem anfänglich schnellen Anstieg nur noch langsam weiterwächst, hat das Wachsen bei der Pendelglühung nach 400 h noch keinen Endwert erreicht. Wie groß der Mehrbetrag des Wachsens beim Pendeln im Vergleich zu den Dauerglühungen sein kann, geht aus Zahlentafel 1 für zehn verschiedene Gußeisenproben hervor. Dabei wurden allerdings die Aufheiz- und Abkühlungszeiten vernachlässigt. Von ihnen wird nur die Zeit, bei der die Probe wärmer als  $500^\circ$  war, von Bedeutung sein, weil bei tieferen Temperaturen die Wachstumsgeschwindigkeit sehr gering ist. Wollte man die Verweilzeit über  $500^\circ$ ,

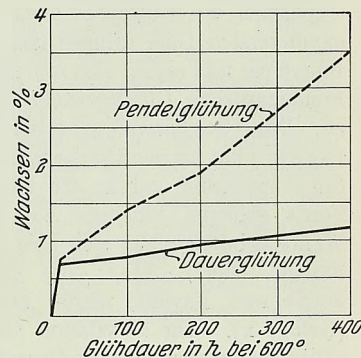


Abbildung 1. Vergleich des Wachsens von Gußeisen bei Dauer- und Pendelglühungen. (Bei  $600^\circ$  in Luft geglüht.)

Zahlentafel 1.

Wachsen verschiedener Gußeisen bei Dauer- und Pendelglühungen von 400 h bei  $600^\circ$  in Luft.

Gußeisen Nr.	Chemische Zusammensetzung						Wachsen in %		
	C	Graphit	Si	Mn	P	S	bei Dauerglühung	bei Pendelglühung	Pendelglühung Dauerglühung
	%	%	%	%	%	%			
1	3,58	2,98	1,0	0,6	0,6	0,1	1,0	2,3	2,3
2	3,46	2,6	1,5	0,6	0,6	0,1	1,1	3,0	2,7
3	3,6	2,96	2,0	0,6	0,6	0,1	1,17	3,26	2,8
4	3,3	2,6	3,0	0,6	0,6	0,1	1,57	3,2	2,0
5	2,92	2,2	2,0	0,6	0,6	0,1	0,62	1,6	2,6
6	3,32	2,44	2,0	0,6	0,6	0,1	0,95	1,74	1,8
7	3,6	2,84	2,0	1,0	0,6	0,1	0,42	0,8	1,9
8	3,76	3,0	2,0	1,5	0,6	0,1	0,53	1,08	2,0
9	3,48	2,74	1,5	0,6	0,9	0,1	0,84	2,18	2,6
10	3,5	2,76	1,5	0,6	1,2	0,1	0,80	1,88	2,4

die bei jedem Pendeln etwa 1 h betragen dürfte, berücksichtigen, so würde ihr schätzungsweise  $\frac{1}{4}$  h bei  $600^\circ$  entsprechen. Das Ergebnis wird dadurch nicht geändert.

Bei allen Prüfungen des Gußeisens spielen die Wandstärke des Gußstückes, die Frage der Prüfung mit oder ohne Gußhaut und der Probendurchmesser eine wichtige Rolle. Es

<sup>1)</sup> J. Iron Steel Inst. 115 (1927) S. 603/39; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1408/10.

<sup>2)</sup> E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 64/67 (Werkstoffaussch. 185).

wäre merkwürdig, wenn dies nicht auch beim Wachsen der Fall wäre, obwohl dieser Punkt anscheinend noch wenig beachtet worden ist.

Zur Klärung des möglichen Einflusses dieser Größen ist ein Eingehen auf die Ursachen des Wachsens unterhalb der  $A_1$ -Temperatur erforderlich, für die als sicher nachgewiesen sind der Zerfall des Zementits und ein Oxydationsvorgang. Ob diese beiden Ursachen zur vollständigen Erklärung des Wachstumsbetrages ausreichen oder ob noch weitere Erscheinungen eine Rolle spielen, ist noch nicht entschieden. Der Zerfall des Zementits in Ferrit und Graphit ergibt rechnerisch aus den Rauminhaltsunterschieden eine Längenänderung von etwa 0,6 % für 1% gebundenen Kohlenstoff. Er erfolgt im ganzen Querschnitt anscheinend ziemlich gleichmäßig. Dementsprechend wird sich ein Gußstück durch den Zementitzerfall allein geometrisch ähnlich vergrößern. Im Gegensatz dazu tritt die Oxydation des Gußeisens stets vom Rande aus ein. Die oxydierenden Gase dringen längs der Graphitadern in das Innere ein und setzen sich mit Graphit so lange um, bis das Boudouardsche Gleichgewicht:  $CO_2 + C \rightleftharpoons 2 CO$  erreicht ist. Das Gleichgewichtsgemisch (70 %  $CO_2$  bei 600° und 1 kg/cm<sup>2</sup>) hat bei den üblicherweise im Gußeisen vorhandenen Siliziumgehalten bereits die Fähigkeit, einen Teil des im Ferrit gelösten Siliziums zu Kieselsäure zu oxydieren. Wahrscheinlich bildet sich aber nicht Kieselsäure, sondern Fayalit [(FeO)<sub>2</sub> · SiO<sub>2</sub>]; das Gefüge des Gemisches aus Ferrit und Fayalit wurde bereits früher beschrieben<sup>2)</sup> (Gefüge x). Die Oxydation von 1% Si zu Kieselsäure ergibt rechnerisch eine Verlängerung von 0,6 %, also ebensoviel wie der Zementitzerfall. Wahrscheinlich treten aber an den Stellen der Siliziumoxydation noch weitere volumenvergrößernde Vorgänge auf.

Ebenso wie Graphitadern können auch Poren als Eindringwege für die oxydierenden Gase dienen, wodurch das Wachsen vergrößert wird. Bei der in Abb. 2 wiedergegebenen Probe betrug die Verlängerung in dem porigen Teil, der an der stärkeren Verdickung und der narbigen Oberfläche zu erkennen ist, etwa 10 %. Derartige fehlerhafte Proben dürfen natürlich zur Beurteilung der Wachstumsbeständigkeit einer Gußeisensorte nicht herangezogen werden. Abb. 2 zeigt aber andererseits, daß Dichtigkeit ein Hauptfordernis wachstumarmen Gusses ist.

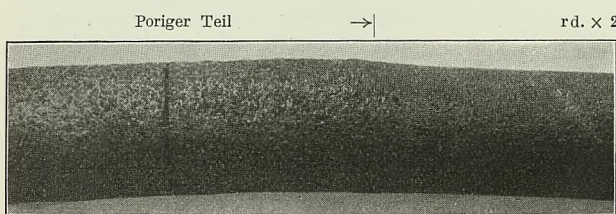


Abbildung 2. Verstärktes Wachsen einer teilweise porigen Probe.

Die über den Querschnitt ungleichmäßigen Rauminhaltsänderungen, die durch die von der Oberfläche aus voranschreitende Oxydation herbeigeführt werden, müssen notwendigerweise Spannungen hervorrufen, und zwar am Rande Druck-, im Innern Zugspannungen. In gewachsenen Gußstücken sind jedoch nur sehr geringe Spannungen vorhanden, wie man durch Messung der Formänderungen beim Zerschneiden der Stücke leicht feststellen kann. Entweder muß also das Gußstück die Formänderungen plastisch aufgenommen haben, oder die Oxydation ergab eine im Vergleich zur Verlängerung wesentlich stärkere Verdickung der Proben. Bei dünnen Proben wird die erste Möglichkeit, bei dicken die zweite stärker hervortreten, d. h. es ist zu

erwarten, daß dünne Proben in oxydierender Atmosphäre stärker wachsen als dicke. Daß dies in der Tat der Fall ist, zeigt Abb. 3. Wenn also der Versuch für das Wachstumsverhalten von Gußstücken im Gebrauch etwas aussagen soll, so muß die Probendicke ungefähr dem Querschnitt des Werkstückes entsprechen. Dieser Forderung ist bisher wohl nur in Ausnahmefällen Genüge getan. Im allgemeinen wurden bei den Versuchen nur dünne Probestäbe verwendet, die den Einfluß der Oxydation über Gebühr hervortreten ließen.

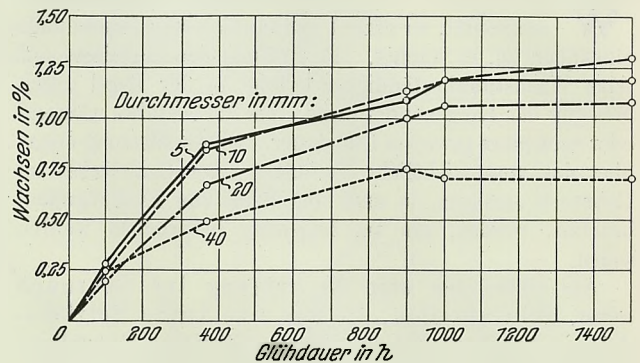


Abbildung 3. Zunahme des Wachsens mit dem Querschnitt der Probenkörper. (Bei 600° in Luft geblüht.)

Zur Prüfung des Verhaltens dickerer Gußproben wurde von zwei zylindrischen Gußproben von etwa 100 mm Dmr. und 100 mm Länge die eine allseitig bearbeitet, also die Gußhaut vollkommen entfernt, die andere nur auf den Stirnflächen abgedreht. Beide Proben wurden 1000 h bei 600° geblüht und auf ihre Formänderungen an den mit Meßmarken aus zunderbeständigem Stahl versehenen Stellen in Abb. 4 geprüft. Zunächst zeigte sich, daß die Probe mit Gußhaut merklich weniger wuchs als die Probe ohne Gußhaut (Abb. 4). Den Schutz der Gußhaut behalten die Gußstücke im allgemeinen mit Ausnahme weniger bearbeiteter Stellen, an denen Eingüsse und Steiger gesessen haben. Es muß also möglichst die Prüfung von Proben mit Gußhaut angestrebt werden.

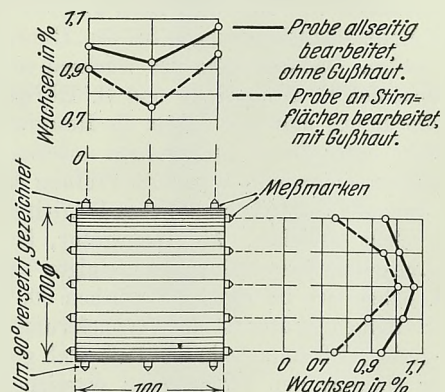


Abbildung 4. Wachsen an verschiedenen Stellen eines Rundblocks. (1000 h bei 600° in Luft geblüht.)

Vor allem zeigt Abb. 4, daß das Wachsen der Proben nicht in allen Teilen gleichmäßig erfolgte; in den Mitten der Stirnflächen und an den Rändern der Mantelflächen eilte es merklich vor. In Abb. 5 ist das Ergebnis der mikroskopischen Ausmessung der Tiefe der oxydierten Schicht für die Probe ohne Gußhaut wiedergegeben. Dem vermehrten Wachsen senkrecht zur Stirnflächenmitte entspricht eine größere Eindringtiefe der Oxydation. Dadurch wird die Aufbauchung mindestens zum Teil erklärt, nicht

aber das Zurückbleiben der Mitte der Mantelfläche. Man muß also noch Formänderungen der Oberfläche durch Nachgeben gegenüber den durch die Rauminhaltsänderungen beim Wachsen auftretenden Spannungen annehmen. In der Tat lassen sich durch diese beiden Einflüsse die Formänderungen der Oberfläche wenigstens qualitativ erklären.

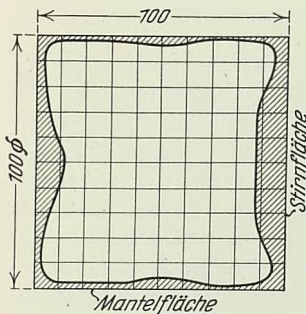


Abbildung 5. Eindringen der Oxydation in die Oberfläche der Probe ohne Gußhaut nach Abb. 4. (Die geschraffte Eindringzone ist im doppelten Maßstab gezeichnet.)

Beider Prüfung des Gußeisens auf seine Wachstumsbeständigkeit tritt die Oxydation in der Regel zu stark in Erscheinung. Im Gebrauch von Gußstücken bei mäßigen Temperaturen unter etwa 500 bis 600° wird sie dagegen kaum eine Rolle spielen. Die Hauptursache für das Wachsen ist hier der Zementitfall. Die höhere Wachstumsbeständigkeit siliziumreicher zunder-

beständiger Gußeisensorten auch in diesem Temperaturgebiet wird durch das Fehlen von Zementit bedingt. Ferritisches Gußeisen kann aber auch auf anderem Wege billiger erzeugt werden. Wird das Gußeisen dagegen höheren Temperaturen ausgesetzt, so sind die zunderbeständigen Gußeisensorten natürlich überlegen. Hinzu kommt als weiterer Vorteil, daß in diesen Gußeisensorten das Austenitfeld zu höheren Temperaturen verschoben ist.

#### Zusammenfassung.

Bei der Prüfung des Gußeisens auf Wachstumsbeständigkeit ist folgendes zu beachten. Die Prüftemperatur darf den  $Ac_1$ -Punkt nicht überschreiten, sofern dies nicht auch im Gebrauch des Gegenstandes der Fall ist. Bei pendelnder Glühbehandlung tritt ein wesentlich stärkeres Wachsen des Gußeisens als bei Dauerglühung bei derselben Temperatur ein. Eine Pendelglühung für die Proben ist also angebracht, wenn auch der Gebrauchsgegenstand häufigen Temperaturwechseln unterworfen ist. Die Abmessungen der Proben, Bearbeitung der Oberfläche und die Lage der Probe im Gußstück ist von merklichem Einfluß auf den Wachstumsbetrag. Die Probe ist möglichst in einer dem Gebrauchsgegenstand entsprechenden Dicke und mit der natürlichen Gußhaut zu prüfen. Die Meßmarke wird bei zylindrischen Proben zweckmäßig auf der Mantelfläche angebracht. Bei niedrigen Glühtemperaturen spielt die Oxydation des Gußeisens zwar schon bei dünnen Proben, aber noch nicht bei Gebrauchsgegenständen eine Rolle. Hier sind Untersuchungen über den Ablauf des Zementitfall von Bedeutung.





# Das System Eisen-Kobalt-Kupfer.

Von Werner Jellinghaus in Essen.

[Mitteilung aus der Versuchsanstalt der Firma Fried. Krupp AG., Essen.]

(Aufstellung des Zustandsschaubildes in der Hauptsache auf Grund thermischer Untersuchungen.)

Kupfer ist sowohl in Eisen als auch in Kobalt nur beschränkt löslich. Eisen und Kobalt bilden bei hohen Temperaturen eine lückenlose Mischkristallreihe und bei tieferen Temperaturen, bedingt durch die polymorphen Umwandlungen des Eisens und des Kobalts, drei durch heterogene Zustandsfelder getrennte Reihen von Mischkristallen. Die geordneten Mischphasen, die von einigen Forschern auf Grund von Leitfähigkeitsmessungen<sup>1)</sup> und Härtemessungen<sup>2)</sup> angenommen werden, nämlich Fe<sub>2</sub>Co, FeCo und FeCo<sub>2</sub>, sind noch umstritten; im Gefüge konnte man sie bisher nicht nachweisen. Das System Eisen-Kupfer gehört nach der Einordnung von F. Wever<sup>3)</sup> zu den Systemen mit erweitertem  $\gamma$ -Feld und beschränkter Löslichkeit des Zusatzelementes. Das Dreistoffsystem Eisen-Kobalt-Kupfer stellt daher in Hinsicht auf den Polymorphismus des Eisens einen Einzelfall des ersten Grundschaubildes nach W. Köster und W. Tonn<sup>4)</sup> dar. Von diesem Standpunkt aus gesehen weist das System Eisen-Kobalt-Kupfer große Ähnlichkeit mit dem System Eisen-Nickel-Kupfer<sup>5)</sup> auf; betrachtet man jedoch den Umfang der Mischkristallgebiete, so ergibt sich folgender Unterschied. Die Mischungslücke im System Kobalt-Kupfer ist ebenso breit wie die im Eisen-Kupfer-System, während Nickel und Kupfer unbeschränkt Mischkristalle bilden. Die Mischungslücke der Eisen-Kupfer-Legierungen wird daher durch Nickelzusatz verengt, während bei Kobaltzusatz keine merkliche Aenderung zu erwarten ist. Eine Beeinflussung der Legierungseigenschaften, wie sie im Eisen-Nickel-Kupfer-System in dem großen Bereich der homogen erstarrenden und bei tiefen Temperaturen heterogen zerfallenden Legierungen möglich ist, kann daher bei den Eisen-Kobalt-Kupfer-Legierungen nur in sehr viel geringerem Umfange stattfinden.

## Ueberblick über das Dreistoffsystem.

Für das System Eisen-Kobalt-Kupfer wurde teils auf Grund der bekannten Randsysteme, teils auf Grund neuer Versuche das Zustandsschaubild entworfen.

Das System Eisen-Kobalt wurde nach den Arbeiten von W. Guertler und G. Tammann<sup>6)</sup>, R. Ruer und K. Kaneko<sup>7)</sup> sowie von H. Masumoto<sup>8)</sup> übernommen, das System Eisen-Kupfer nach den Untersuchungen von D. Hanson und G. W. Ford<sup>9)</sup> sowie von A. Müller<sup>10)</sup>, R. Vogel und

<sup>1)</sup> K. Honda: Sci. Rep. Tôhoku Univ. 8 (1919) S. 51/58; A. Schulze: Z. techn. Physik 8 (1927) S. 423/27; G. W. Elmen: Bell System Techn. J. 8 (1929) S. 21/40.

<sup>2)</sup> T. Kasé: Sci. Rep. Tôhoku Univ. 16 (1927) S. 491/513.

<sup>3)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) S. 739/48 (Werkstoffaussch. 147).

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 193 bzw. S. 197, Abb. 9a (Werkstoffaussch. 230).

<sup>5)</sup> R. Vogel: Z. anorg. Chem. 67 (1910) S. 1/16; O. Dahl, J. Pfaffenberger und N. Schwartz: Metallwirtsch. 14 (1935) S. 665/70; H. Neumann: Metallwirtsch. 14 (1935) S. 778/79; W. Köster und W. Dannöhl: Z. Metallkde. 27 (1935) S. 220/26.

<sup>6)</sup> Z. anorg. Chem. 45 (1905) S. 205/24.

<sup>7)</sup> Ferrum 11 (1913/14) S. 33/39.

<sup>8)</sup> Sci. Rep. Tôhoku Univ. 15 (1926) S. 449/77.

<sup>9)</sup> J. Inst. Met., London, 32 (1924) S. 335/61.

<sup>10)</sup> Z. anorg. Chem. 162 (1927) S. 231/36.

W. Dannöhl<sup>11)</sup>, schließlich das System Kobalt-Kupfer nach den Untersuchungen von R. Sahmen<sup>12)</sup> sowie von G. Tammann und W. Oelsen<sup>13)</sup>. Abb. 1 zeigt die Projektionen der Gleichgewichtskurven doppelter Sättigung sowie die Dreiphasengleichgewichte bei 950° und bei 0°.

Entsprechend den Zweistoffsystemen wurde angenommen, daß im ganzen Dreistoffgebiet bei Temperaturen kurz oberhalb der Schmelzfläche vollständige Mischbarkeit im flüssigen Zustand besteht. Die Gefügeuntersuchung bestätigte dies.

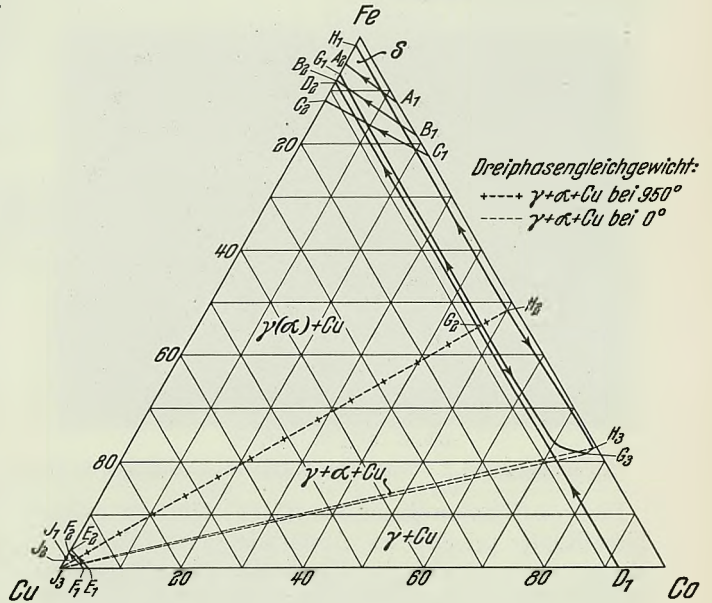


Abbildung 1. Zustandsschaubild der Eisen-Kobalt-Kupfer-Legierungen.

Die Erstarrung beginnt beim reinen Eisen mit der Abscheidung von  $\delta$ -Mischkristallen. Die peritektischen Umwandlungen in den Systemen Eisen-Kobalt (1500°) und Eisen-Kupfer (1477°) sind im Dreistoffsystem durch eine von der Eisen-Kobalt-Seite zur Eisen-Kupfer-Seite abwärts geneigte Dreiphasenröhre verbunden, wobei die Kurven A<sub>1</sub>A<sub>2</sub>, B<sub>1</sub>B<sub>2</sub>, C<sub>1</sub>C<sub>2</sub> den Phasen  $\delta$ -Mischkristall,  $\gamma$ -Mischkristall und Schmelze entsprechen. Legierungen mit kleineren Eisengehalten, deren Zusammensetzung jenseits der Linie C<sub>1</sub>C<sub>2</sub> liegt, scheiden aus der Schmelze eisenreiche oder kobaltreiche kubisch-flächenzentrierte  $\gamma$ -Mischkristalle ab; nur in der Kupferecke kann zwischen dem reinen Kupfer und der Kurve F<sub>1</sub>F<sub>2</sub> zuerst Kupfer auskristallisieren. Die Kurve F<sub>1</sub>F<sub>2</sub> verbindet die peritektischen Konzentrationen der kupferreichen Legierungen in den Zweistoffreihen Eisen-Kupfer und Kobalt-Kupfer; die zugehörigen an Kobalt oder Eisen gesättigten Mischkristalle liegen auf der Kurve E<sub>1</sub>E<sub>2</sub> und die mit dieser und der Schmelze im Gleichgewicht befindlichen eisen- und kobaltreichen  $\gamma$ -Mischkristalle auf der

<sup>11)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 39/40; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 742.

<sup>12)</sup> Z. anorg. Chem. 57 (1908) S. 1/33.

<sup>13)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 186 (1930) S. 257/88.

Kurve  $D_1D_2$ . Das peritektische Dreiphasengleichgewicht des Kobalt-Kupfer-Systems ( $1120^\circ$ ) geht auf dem Wege über die von den Kurven  $D_1D_2$ ,  $E_1E_2$  und  $F_1F_2$  gebildete Dreiphasenröhre stetig in das zweite peritektische Dreiphasengleichgewicht des Eisen-Kupfer-Systems ( $1094^\circ$ ) über. Von der Linie  $F_1F_2$  sinken die Schmelztemperaturen noch um einige Grade, bis beim reinen Kupfer die tiefste Schmelztemperatur des ganzen Systems erreicht ist.

Da Kupfer nur wenig Eisen oder Kobalt löst, so kann man unter Vernachlässigung dieser kleinen Mengen drei Gruppen von Erstarrungsgefügen unterscheiden, nämlich  $\delta$ -Mischkristalle, die sich im festen Zustand in  $\gamma$ -Mischkristalle umwandeln, homogene, an Eisen und Kobalt reiche  $\gamma$ -Mischkristalle, deren Zusammensetzung zwischen der Eisen-Kobalt-Seite des Dreistoffsystems und der Kurve  $D_1D_2$  liegen, und heterogen erstarrende Legierungen, die außer den der Kurve  $D_1D_2$  entsprechenden Grenzmischkristallen noch die Kupferphase enthalten.

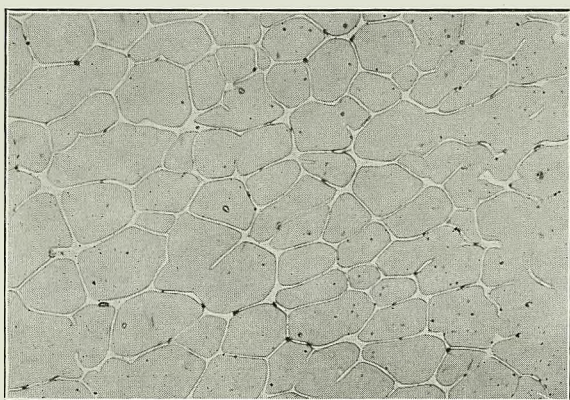


Abb. 2. 50 % Co, 20 % Cu.

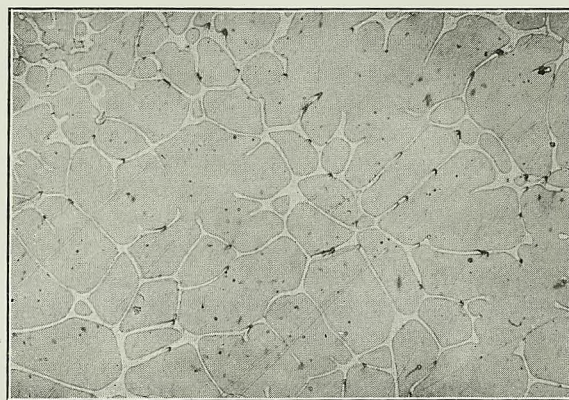


Abb. 3. 70 % Co, 20 % Cu.

Abbildung 2 und 3. Sekundäre Kupferausscheidungen in Eisen-Kobalt-Kupfer-Legierungen. (Gußzustand, ungeätzt.  $\times 100$ .)

Die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung des Eisens führt im System Eisen-Kupfer bei  $820^\circ$  zur Ausbildung eines Dreiphasengleichgewichts, nämlich eines Eutektoids; dieses Dreiphasengleichgewicht  $G_1H_1J_1$  der Phasen  $\gamma$ -Mischkristall,  $\alpha$ -Mischkristall und Kupfer steigt bei Kobaltzusatz zu höheren Temperaturen an. In dem Schnitt, der von der Zusammensetzung 50 Atomprozent Eisen und 50 Atomprozent Kobalt einerseits zur gegenüberliegenden Dreiecksecke, nämlich zum Kupfer, andererseits hinführt, erreicht das Dreiphasengleichgewicht bei  $950^\circ$  seinen Temperaturhöchstwert; an diesem Ubergangspunkte liegen die Konzentrationen der drei Phasen auf der Geraden  $H_2G_2J_2$  und bilden einen quasibinären Schnitt. Bei höheren Kobaltzusätzen sinkt das Dreiphasengleichgewicht zu tieferen Temperaturen wieder ab. Seine Lage bei Raumtemperatur entspricht dem Dreieck  $G_3H_3J_3$ .

Schließlich spielt bei hohen Kobaltgehalten die Umwandlung des kubischen  $\beta$ -Kobalts in das hexagonale  $\alpha$ -Kobalt noch eine Rolle; es wurden jedoch auch bei 95 % Co und 2,5 % Cu nach langem Glühen und langsamer Abkühlung nur kubische Mischkristalle gefunden. Die Kobaltumwandlung, die sowieso sehr träge verläuft, wird also durch die Legierungszusätze nicht beschleunigt und kann daher bei den Legierungen unter 95 % Co vernachlässigt werden.

#### Versuchsteil.

Das Eisen-Kobalt-Kupfer-Zustandsschaubild wurde im einzelnen durch folgende Ueberlegungen und Versuche bestimmt.

Der stetige Uebergang des peritektischen Dreiphasengleichgewichts  $A_1B_1C_1$  ( $1500^\circ$ ) im System Eisen-Kobalt mit den Phasen  $\delta$ -Mischkristall,  $\gamma$ -Mischkristall und Schmelze in das entsprechende Dreiphasengleichgewicht des Eisen-

Kupfer-Systems  $A_2B_2C_2$  ( $1477^\circ$ ) ergibt sich von selbst aus der Tatsache, daß im Dreistoffsystem keine neuen Phasen auftreten, die in den Zweistoffsystemen nicht vorkommen. Ein versuchsmäßiger Beweis für den angenommenen Verlauf der Dreiphasenröhre schien daher entbehrlich.

Die Schmelzfläche der  $\gamma$ -Mischkristalle im Dreistoffsystem hat ungefähr dieselbe Krümmung wie die Schmelzkurven der Zweistoffsysteme. Vier kleine 50-g-Schmelzen, alle mit 20 % Cu und 10, 25, 50 und 70 % Co, zeigten den Beginn der Erstarrung bei 1440, 1438, 1427 und  $1428^\circ$  und das Ende der Erstarrung bei 1048, 1071, 1076 und  $1084^\circ$ . Die entsprechenden Eisen-Kupfer-Legierungen ohne Kobaltgehalt erstarren nach dem Zustandsschaubild zwischen  $1470$  und  $1094^\circ$ , eine Legierung mit 20 % Cu und 80 % Co zwischen 1440 und  $1120^\circ$ . Mit Berücksichtigung der durch Unterkühlung bedingten kleinen Ungenauigkeiten ist daraus zu ersehen, daß bei gleichen Kupfergehalten der Beginn der Erstarrung bei den eisenreichen Dreistoff-

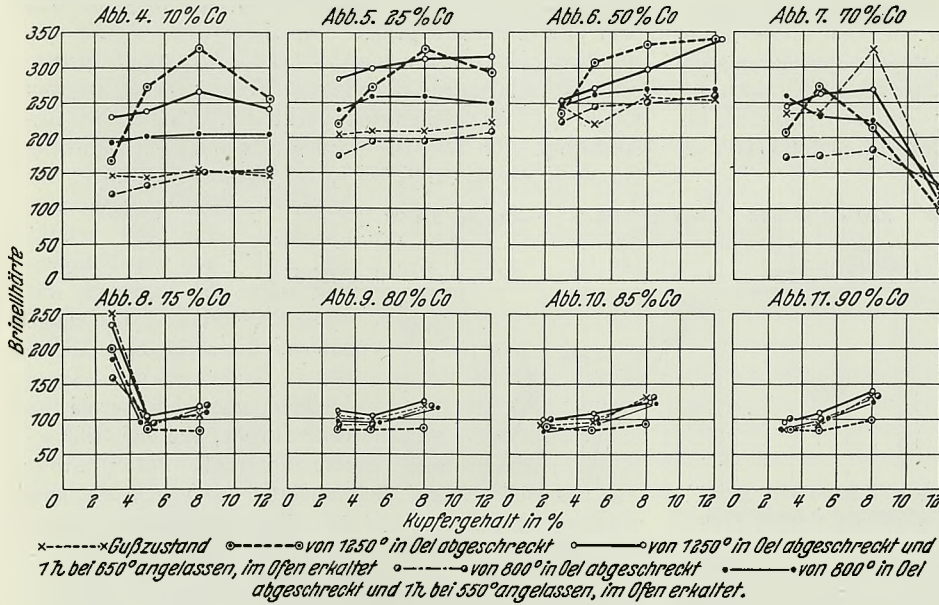
legierungen etwas höher liegt als bei der kobaltreichen und das Ende der Erstarrung etwas niedriger. Der oben bereits besprochene stetige Uebergang des Dreiphasengleichgewichts  $E_1F_1G_1$  im System Kobalt-Kupfer zwischen kupferreichem Mischkristall,  $\gamma$ -Mischkristall und Schmelze in das entsprechende Dreiphasengleichgewicht des Eisen-Kupfer-Systems  $E_2F_2G_2$  wird durch diese Versuchreihe hinreichend belegt. Die sekundäre Kupferausscheidung ist bei den Legierungen mit 20 % Cu und 50 oder 70 % Co als Netz im Gefüge deutlich zu erkennen (Abb. 2 und 3).

Die Kante  $D_1D_2$ , mit der der Einphasenraum der  $\gamma$ -Mischkristalle an den Dreiphasenraum  $S + \gamma + Cu$  anstößt, wurde in erster Annäherung durch Aufnahme von Temperatur-Temperaturunterschieds-Kurven ermittelt. Legierungen mit 12 % Cu und Kobaltgehalten von 10, 25, 50 und 70 % zeigten bei Temperaturen um  $1400^\circ$  herum noch eine deutliche Wärmetönung, die dem Aufschmelzen oder Erstarren der kupferreichen Restschmelze entspricht. Legierungen gleichen Kobaltgehalts mit 8 % Cu zeigten diese Wärmetönung nicht mehr. In Uebereinstimmung mit der Erwartung folgt hieraus, daß die mit der Schmelze und mit dem kupferreichen Mischkristall im Gleichgewicht stehenden  $\gamma$ -Mischkristalle denselben Betrag an Kupfer, nämlich etwa 8 %, lösen wie die entsprechenden Grenzmischkristalle in den Zweistoffsystemen Eisen-Kupfer und Kobalt-Kupfer.

Unterhalb der Schmelzfläche, d. h. unter  $1400^\circ$ , nimmt die Löslichkeit der  $\gamma$ -Mischkristalle für Kupfer ab. Die kobaltreichen Legierungen, die keine polymorphen Umwandlungen mehr durchmachen, nämlich die Legierungen mit mehr als 80 % Co, sind nach dem Ab-

schrecken von 1250°<sup>14)</sup> ziemlich weich; die Härte beträgt durchschnittlich 100 Brinell-Einheiten. Beim Anlassen erfolgt eine kleine Härtesteigerung von 20 bis 30 Einheiten; da diese auch bei den Legierungen mit 3% Cu noch auftritt, muß die Löslichkeit bei Raumtemperatur noch unter 3% Cu

turen lassen dies deutlich erkennen; die untersuchten Legierungen liegen zum größeren Teil, nämlich bei Kupfergehalten von 3, 5 und 8%, noch innerhalb des Mischkristallgebiets; Legierungen mit 12% Cu liegen im heterogenen Gebiet. Um auch im Gebiet der heterogenen erstarrenden Legierungen den Anstieg des Dreiphasengleichgewichts  $\alpha + \gamma + \text{Cu}$  bis zum Temperaturhöchstwert und den Abfall auf der Seite der kobaltreichen Legierungen nochmals sicherzustellen, wurden auf einem Schnitt mit 30% Cu die Umwandlungstemperaturen aus Längenänderungsmessungen bestimmt. Von vier Legierungen mit 20, 35, 50 und 55% Co wies die auf dem Schnitt von 50% Fe, 50% Co zum Kupfer hin liegende Legierung mit 35% Co die höchste Umwandlungstemperatur auf (940 bis 920°; dagegen 885 bis 860° bei 20% Co und 30% Cu sowie 790 bis 765° bei 50% Co und 30% Cu); diese Temperatur ist fast die gleiche wie die der Legierung mit 50% Co und 3% Cu, die sehr nahe an dem genannten

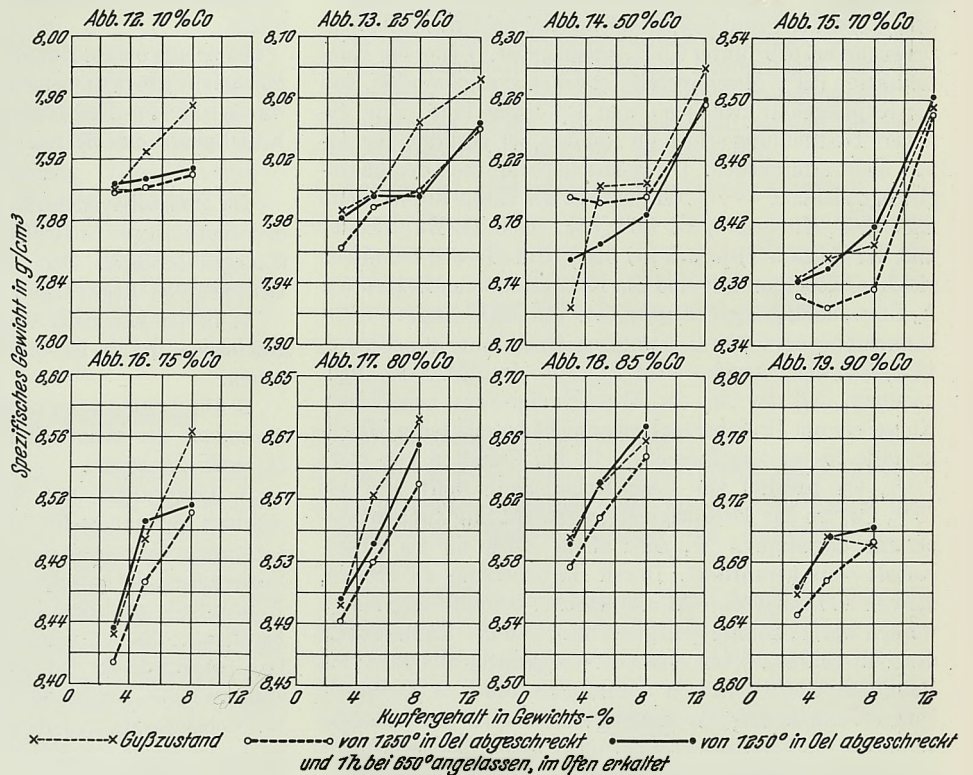


Abbildungen 4 bis 11. Brinell-Härten der Eisen-Kobalt-Kupfer-Legierungen.

liegen (vgl. die Härteschaubilder Abb. 4 bis 11). Die Ausscheidung des Kupfers kommt auch im spezifischen Gewicht zum Ausdruck; die Dichte wächst beim Anlassen der übersättigten Mischkristalle um einige Tausendstel (Abb. 12 bis 19). Bei den Legierungen mit  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung ist der Zusammenhang zwischen Härte und gelöstem Kupfer nicht so deutlich. Aus Härtemessungen geht in Übereinstimmung mit dem Zweistoffsystem Eisen-Kupfer hervor, daß bis zu den Temperaturen des Dreiphasengleichgewichts  $\alpha + \gamma + \text{Cu}$  herab der Kupfergehalt noch nicht unter 5% gesunken ist, denn sowohl bei den von 1250°<sup>14)</sup>, also oberhalb der Umwandlung, abgeschreckten Legierungen, als auch bei den nachträglich bei 650° angelassenen sind die Proben mit 8% Cu härter als die Proben mit 5% Cu und gleichem Kobaltgehalt.

Die Temperatur der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung steigt im System Eisen-Kobalt mit dem Kobaltgehalt zunächst an und sinkt bei Kobaltgehalten über 50% beschleunigt ab. Auch die Dreiphasenreaktion zwischen  $\alpha$ -Mischkristall,  $\gamma$ -Mischkristall und Kupfer wandert mit dem Kobaltgehalt zunächst zu höheren Temperaturen und sinkt später ab. Die Schnitte gleichen Kobaltgehalts mit den aus Längenänderungsmessungen bestimmten Umwandlungstempera-

Schnitt liegt. Die Legierung mit 50% Co und 30% Cu zeigte noch ganz deutlich die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung. Bei der Legierung mit 55% Co, die von der Eisen-Kobalt-Seite her gesehen auf dem Schnitt von 79% Co, 21% Fe zum Kupfer liegt, fehlte die Umwandlung, woraus in Übereinstimmung



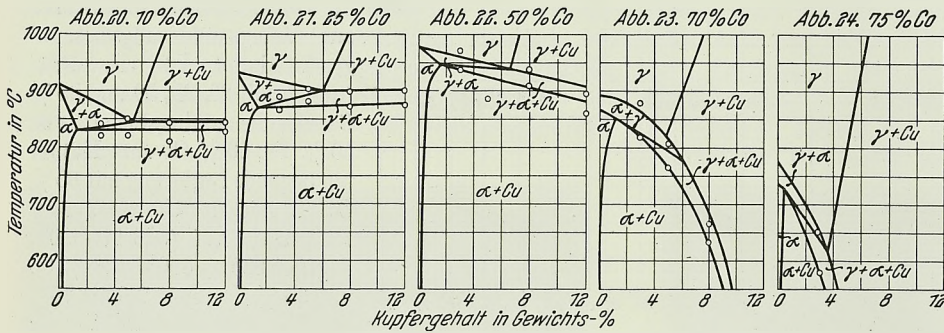
Abbildungen 12 bis 19. Spezifisches Gewicht der Eisen-Kobalt-Kupfer-Legierungen.

mit den Härtemessungen hervorgeht, daß im Dreistoffsystem die Grenze zwischen Legierungen mit  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung und solchen ohne Umwandlung ziemlich genau bei dem gleichen Mengenverhältnis von Eisen zu Kobalt liegt wie bei

<sup>14)</sup> Die Proben mit 12% Cu wurden von 1000° abgeschreckt.

den Zweistofflegierungen. Einen weiteren Beweis hierfür bietet das Auftreten der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung bei den Legierungen mit 70 % Co und 3 % Cu, 70 % Co und 5 % Cu, 70 % Co und 8 % Cu, 75 % Co und 3 % Cu sowie das Ausbleiben der Umwandlung bei den Legierungen mit 70 % Co und 12 % Cu, 75 % Co und 5 % Cu, 75 % Co und 8 % Cu sowie bei den Legierungen mit mehr als 80 % Co. Die Grenze zwischen Legierungen mit  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung und solchen ohne diese Umwandlung kann schließlich auch aus den Härtezahlen abgelesen werden; denn die ferritischen Legierungen sind um 100 bis 200 Brinell-Einheiten härter als die austenitischen.

Die mehrfach behauptete Bildung einer geordneten Mischphase Fe Co konnte innerhalb der vorliegenden Arbeit zwar nicht völlig bewiesen werden; immerhin ergaben sich einige Hinweise. Die Härte der unter der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung abgeschreckten Legierungen ist bei der Legierung mit 50 % Co, 3 % Cu höher als bei 10, 25 oder 70 % Co und dem gleichen Kupfergehalt. Im allgemeinen wächst das spezifische Gewicht der von 1250° abgeschreckten Legierungen beim Anlassen um einen kleinen Betrag; die Legierungen mit 50 % Co dagegen zeigten eine kleine Abnahme beim Anlassen (vgl. Abb. 14). Die Wärmeausdehnung der Legierung mit 50 % Co und 3 % Cu ist verhältnismäßig klein; der



Abbildungen 20 bis 24. Schnitte gleichen Kobaltgehalts durch das System Eisen-Kobalt-Kupfer. (Aus Längenänderungen ermittelte Umwandlungstemperaturen.)

Ueber die Temperaturen, bei denen die Reaktion  $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Cu$  stattfindet, gaben die Ausdehnungsmessungen befriedigenden Aufschluß. Die Konzentrationen der beteiligten Kristallarten sind jedoch hieraus nicht abzulesen. Was den Eisen- und Kobaltgehalt der Kupferphase angeht, so wurde auf neue Messungen verzichtet, da ja aus der Untersuchung von G. Tammann und W. Oelsen<sup>15)</sup> bekannt ist, daß Kupfer bei Schmelztemperatur höchstens rd. 4% Eisen oder Kobalt löst und daß die Löslichkeit bei beiden Elementen schon bei 600° unter 0,5 % gesunken ist. Ueber die Konzentration der  $\gamma$ -Mischkristalle ist schon gesagt worden, daß der Kupfergehalt zwischen 5 und 8 % liegen muß. Eine genauere Bestimmung schien im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht erforderlich. Der  $\alpha$ -Mischkristall des Dreiphasengleichgewichts  $\alpha + \gamma + Cu$  liegt auf der Eisen-Kupfer-Seite nach J. T. Norton<sup>15)</sup> bei 1,3 % Cu, nach H. Buchholtz und W. Köster<sup>16)</sup> jedoch bei 3,3 % Cu. In den Schnitten gleichen Kobaltgehalts sind die Kurven, die den Beginn der  $A_3$ -Umwandlung ergeben, geknickt. Der Knick liegt — mehr kann man angesichts der wenigen Meßpunkte (0, 3, 5, 8, 12 % Cu) nicht sagen — bei 3 % Cu. In Abb. 1 ist angenommen, daß die von der Eisen-Kupfer-Seite ausgehende Kurve der am Dreiphasengleichgewicht beteiligten  $\alpha$ -Mischkristalle bis zu ungefähr 65 % Co bei Gehalten von etwa 1,5 % Cu parallel zur Eisen-Kobalt-Seite läuft und bis 78 % Co, wo das Dreiphasengleichgewicht auf Zimmertemperatur abgesunken ist, noch etwas näher an die Eisen-Kobalt-Seite heranrückt. Durch Härtemessung an Proben, die von 800° abgeschreckt und nachher bei 550° angelassen worden waren, konnte gezeigt werden, daß der Kupfergehalt des  $\alpha$ -Mischkristalls mit sinkender Temperatur abnimmt; bei Raumtemperatur wird er vermutlich unter 1 % liegen. Durch Veränderung des Kobaltgehaltes wird das Lösungsvermögen des Ferrits für Kupfer nicht wesentlich beeinflusst; denn auch bei 70 % Co wird durch Anlassen der von 800° abgeschreckten  $\alpha$ -Mischkristalle ungefähr die gleiche Härtesteigerung erreicht wie bei Legierungen mit 10 % Co.

abschreckten Probe. Die zusätzlichen Linien wurden nur bei Anwendung von Kobaltstrahlung erhalten; Eisenstrahlung und Chromstrahlung gaben nur die Linien des  $\alpha$ -Eisens. Es gelang nicht, die neuen Linien kristallographisch zu deuten. Es ist vorerst noch nicht ersichtlich, ob die geordnete Mischphase bei der Umwandlung des  $\gamma$ -Mischkristalls in den  $\alpha$ -Mischkristall entsteht, oder ob sie vielleicht erst bei tieferer Temperatur sich aus dem ungeordneten  $\alpha$ -Mischkristall bildet.

Die hexagonale Form des Kobalts verschwindet nach Masumoto<sup>8)</sup> bereits bei einem Zusatz von 5 % Fe. Daher wurde auf eine Bestimmung der Grenzen der hexagonalen Kobaltphase im System Eisen-Kobalt-Kupfer verzichtet.

**Zusammenfassung.**

Im Dreistoffsystem Eisen-Kobalt-Kupfer besteht wie in den zugehörigen Zweistoffsystemen völlige Mischbarkeit im flüssigen Zustand. Dem Erstarrungsgefüge nach sind drei Gruppen von Legierungen zu unterscheiden:

1. In der Eisenecke werden zuerst  $\delta$ -Mischkristalle ausgeschieden, die im festen Zustand in  $\gamma$ -Mischkristalle übergehen.
2. Die Legierungen mit Kupfergehalten bis zu 8 % mit Ausnahme des kleinen Bereichs in der Eisenecke erstarren als  $\gamma$ -Mischkristalle.
3. Legierungen mit Kupfergehalten über 8 bis 96 % scheiden primär  $\gamma$ -Mischkristalle aus und erstarren als heterogene Gemenge von  $\gamma$ -Mischkristallen und Kupfer. Die Legierungen, die zwischen der Eisen-Kupfer-Seite, der Eisen-Kobalt-Seite und dem Schnitt von 79 % Co, 24 % Fe zur Kupferecke liegen, nehmen an der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung teil. Das eutektoidische Dreiphasengleichgewicht des Zweistoffsystems Eisen-Kupfer mit den Phasen  $\alpha$ ,  $\gamma$  und Kupfer wird bei Kobaltzusatz zu höheren Temperaturen verschoben, erreicht in einem quasibinären Schnitt zwischen 50 % Fe, 50 % Co und 100 % Cu seine Höchsttemperatur und sinkt bei höheren Kobaltgehalten auf Raumtemperatur. Von K. Honda und A. Schulze wurde früher schon eine geordnete Mischphase von der Zusammensetzung FeCo angenommen. Neue Messungen des spezifischen Gewichts und Röntgenaufnahmen scheinen diese Annahme zu bestätigen.

<sup>15)</sup> Amer. Inst. Min. Metallurg. Engr., Techn. Publ. Nr. 586, 1934, 9 S.; Met. Technol. 1 (1934) Dezember.  
<sup>16)</sup> Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 687/95.

# Betriebswirtschaftliche Arbeit beim Ausbau des neuen südafrikanischen Eisen- und Stahlwerks.

Von Erich A. Czermak in Pretoria (Südafrika).

Bericht Nr. 140 des Ausschusses für Betriebswirtschaft des Vereins deutscher Eisenhüttenleute<sup>1)</sup>.

*(Die Betriebswirtschaftsstelle im Rahmen der Werksorganisation. Aufgabenbereich und Richtlinien für ihre Arbeitsweise. Grundlegende Mitarbeit bei der Organisation des Werkes: Aufbau der Selbstkostenrechnung, des Kontenplanes, der Betriebsberichte, des Vordruckwesens, Arbeitszeitüberwachung, Werksbahnverkehr. Einführung der Planwirtschaft: Kostenplanung, technische Planung (Zeitstudie). Aufbau der Statistik: Kostenstatistik, Betriebsstatistik. Aufbau eines Lohn- und Prämien-systems. Sonstige betriebswirtschaftliche Arbeiten.)*

## I. Einleitung.

Nachdem das Vorhandensein von Eisenerzvorkommen in Südafrika und besonders in Transvaal bereits seit längeren Jahren bekannt war und zu wiederholten Untersuchungen über die Möglichkeit der Errichtung einer landeseigenen Eisen- und Stahlindustrie führte, wurde schließlich im Dezember 1923 im Auftrage der damaligen „South African Iron and Steel Corporation“, im Einvernehmen mit der südafrikanischen Regierung, ein technischer Ausschuß von der Gutehoffnungshütte, Oberhausen, beauftragt, an Ort und Stelle die Rohstofffragen und wirtschaftlichen Grundlagen für ein gemischtes Eisenhüttenwerk größeren Umfangs zu prüfen.

Auf Grund des günstig lautenden Berichtes dieses Ausschusses wurde im Jahre 1928 im Kapstädter Parlament eine Gesetzesvorlage angenommen, welche die Errichtung des geplanten Unternehmens sicherstellte.

Zu Beginn des Jahres 1934 war der Bau des Werkes so weit fortgeschritten, daß mit der schrittweisen Inbetriebsetzung der Anlagen begonnen werden konnte.

Das neue südafrikanische Hüttenwerk, die „South African Iron and Steel Industrial Corporation Ltd.“ (Iscon), das auf eigener Rohstoffbasis aufgebaut ist, umfaßt folgende Anlagen: Erzgruben, Dolomitbergbau, Kohlenwäsche, Kokerei samt Nebenerzeugnisgewinnung, Hochofenanlage, Stahlwerk, Grob- und Feinstraße, Feinblechwalzwerk, Graugießerei, Kalk- und Dolomitmehranlage sowie die zu einem Hüttenwerk notwendigen Energie- und Hilfsbetriebe<sup>2)</sup>.

Die folgenden Ausführungen sollen das Tätigkeitsfeld und Aufgabengebiet beschreiben, die sich für eine Betriebswirtschaftsstelle bei der Inbetriebsetzung und Organisation eines neuerbauten Hüttenwerkes ergeben.

## II. Die Betriebswirtschaftsstelle im Rahmen der Werksorganisation.

Während Betriebswirtschaftsstellen in deutschen Eisenhüttenwerken wohl ausnahmslos in schon mehr oder weniger lange bestehenden Werken errichtet wurden, dürfte bei der Iscon wohl der erste Fall vorliegen, daß die Betriebswirtschaftsstelle zuerst da war. Sie fand in jeder Richtung, in der sich ihre Arbeit erstrecken sollte, völlig unbebauten Boden vor und konnte daher frei von jeder Einengung durch bestehende Verhältnisse und frei von jeder Ueberlieferung ihre Arbeiten den besonderen Verhältnissen des Unternehmens und des Landes angemessen durchführen.

<sup>1)</sup> Vorgetragen in der 133. Sitzung des Ausschusses für Betriebswirtschaft des Vereins deutscher Eisenhüttenleute am 16. Juli 1936 in Düsseldorf.

<sup>2)</sup> Ausführliche Werksbeschreibung s. Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 206/11 u. 1057/65.

Als noch während des Bauzustandes des Werkes die betriebswirtschaftlichen Vorarbeiten aufgenommen wurden, war es notwendig, die Abgrenzung des zukünftigen Arbeitsbereiches der Betriebswirtschaftsstelle in großen Umrissen festzulegen. Mit Genehmigung der obersten Werksleitung wurde die Stellung der Betriebswirtschaftsstelle im Rahmen des Werkes und ihr Tätigkeitsbereich wie folgt festgelegt:

Der Betriebswirtschaftsingenieur wird der obersten Werksleitung unmittelbar unterstellt; er stellt einerseits ein Bindeglied zwischen den einzelnen Betrieben untereinander und zwischen den Betrieben und der Werksleitung dar, andererseits bildet er eine Brücke zwischen der technischen Seite und der Selbstkostenabteilung.

### Haupttätigkeitsbereiche:

1. Aufbau einer Selbstkostenrechnung, die nach neuzeitlichsten Erkenntnissen die Belange des Ingenieurs und Kaufmanns zu vereinen hat.

Die Selbstkostenrechnung wurde in enger Zusammenarbeit mit der Betriebsbuchhaltung aufgebaut und dabei als Regel aufgestellt, daß künftige Aenderungen oder Erweiterungen im Aufbau der Selbstkostenrechnung nur im Einvernehmen zwischen Betriebsbuchhaltung und Betriebswirtschaftsstelle durchgeführt werden sollen.

2. Aufbau der allgemeinen Werksorganisation.

3. Durchführung aller Art von Zeitstudien, die sich für kostenmäßige Belange (Kostenverteilung) sowie für technische Erfordernisse (Betriebsüberwachung, Leistungssteigerung, Akkordwesen usw.) ergeben.

4. Aufbau einer Planwirtschaft auf kosten- und erzeugungstechnischem Gebiet (Arbeitsvorbereitung und Selbstkosten).

5. Aufbau einer Stoffwirtschaft.

6. Aufbau einer Kosten- und Betriebsstatistik.

7. Fallweise Durchführung aller Arbeiten, die darauf hinführen, die Wirtschaftlichkeit des Unternehmens zu fördern.

Als wesentliche Bestimmung wurde festgelegt, daß alle Arbeiten der Betriebswirtschaftsstelle im Auftrage der obersten Werksleitung erfolgen. Daher gehen — ausgenommen in Fällen, wo es sich um fortlaufende Arbeiten handelt — die Anforderungen von Betrieben an die Betriebswirtschaftsstelle über die Werksleitung.

Die Wärmestelle und die Werkstoffprüfungsanstalt bestehen als gesonderte Abteilungen und stehen mit der Betriebswirtschaftsstelle nur in gelegentlicher Zusammenarbeit.

### III. Umfang und innere Organisation.

Beim Ausbau der Betriebswirtschaftsstelle wurde von dem Grundsatz ausgegangen, den Mitarbeiterstab klein und den jeweils sich entwickelnden Erfordernissen angemessen zu halten. Im Laufe der ersten zwei Betriebsjahre erreichte in langsamer Steigerung der Mitarbeiterstab außer dem leitenden Betriebswirtschaftsingenieur drei Ingenieurassistenten und für die notwendigen Verwaltungsarbeiten und den Schriftwechsel eine Mitarbeiterin.

Um ein rasches Einarbeiten und damit einen möglichst hohen Wirkungsgrad der anfänglich mit betriebswirtschaftlicher Arbeit nicht vertrauten Herren zu erreichen, wurden die Arbeitsbereiche der Mitarbeiter von Anbeginn an unterteilt:

- Ein Herr wurde mit dem Gebiet der Selbstkosten und ihrer betriebswirtschaftlichen Auswertung betraut;
- ein zweiter Herr als Zeitstudieningenieur ausgebildet (ihm stehen fallweise Hilfskräfte zur Verfügung);
- ein dritter für die Mitarbeit auf allen Gebieten herangezogen.

Im Rahmen des Möglichen werden jedoch die einzelnen Herren mit Arbeiten aus verschiedenen Gebieten beauftragt, um Einseitigkeit zu vermeiden und Kenntnisse aller betriebswirtschaftlichen Zusammenhänge zu gewinnen.

Den Eigenheiten des Landes entsprechend wurde noch folgende Einrichtung geschaffen, die künftighin als Dauerzustand eingeführt werden soll: Da die südafrikanischen Universitäten keine Fakultät für Eisenhüttenwesen haben und somit der landeseigene Nachwuchs an jungen Ingenieuren keine Möglichkeit zu einer hüttenmännischen Ausbildung hat, werden Absolventen von südafrikanischen Universitäten, die als zukünftige Betriebsassistenten oder Ingenieure ausersehen sind, vorübergehend im Betriebswirtschaftsbüro beschäftigt. Es sollen in Zukunft dauernd zwei oder mehr solcher Herren als vorübergehende Assistenten ein bis zwei Jahre in der Betriebswirtschaftsstelle tätig sein, um hier die Zusammenhänge zwischen technischen Betrieben sowie technischer und kaufmännischer Seite kennenzulernen. Sie stehen nach einer gewissen Zeit der Ausbildung jederzeit auf Abruf bereit und können dann mit dem gewonnenen Ueberblick sich leichter in besondere Fachgebiete einarbeiten.

#### Richtlinien für die Mitarbeiter der Betriebswirtschaftsstelle.

Der Wirkungsgrad einer Betriebswirtschaftsstelle, d. h. Ausmaß und Erfolg ihrer Arbeit, sind eng verknüpft mit dem Takt, der bei der Durchführung von Arbeiten an den Tag gelegt wird, und mit dem Vertrauen, das ihr Mitarbeiterstab und ihre Arbeit in den einzelnen Betrieben genießen.

Um von vornherein ein gedeihliches Zusammenarbeiten zwischen den einzelnen Werksabteilungen und der Betriebswirtschaftsstelle zu gewährleisten, wurden Richtlinien für die Durchführung von Arbeiten aufgestellt, die wohl mit einem Teil wichtiger Vorarbeit darstellten und sich im weiteren Verlauf der Tätigkeit als günstig erwiesen haben. Diese Grundsätze für die Mitarbeiter der Betriebswirtschaftsstelle lauten:

1. Alle Untersuchungen oder Arbeiten der Betriebswirtschaftsstelle in Werksbetrieben werden erst nach Erörterung der Arbeit zwischen dem Leiter des Betriebes einerseits und dem Betriebswirtschaftsingenieur sowie mit dem für die Durchführung der Arbeit besonders betrauten Assistenten in Angriff genommen. In diesen Besprechungen wird Art und Umfang der Untersuchung genau festgelegt, ferner bestimmt, welche Herren des Betriebes zur Mitarbeit herangezogen werden sollen und die betreffenden Personen hiervon durch den Betriebsleiter unter-

richtet. Es herrscht somit an allen in Frage kommenden Stellen völlige Klarheit über Art und Umfang der Arbeit; die Arbeit der Betriebswirtschaftsstelle wird auf diese Weise völlig offen durchgeführt, keine Stelle des Betriebes empfindet sie als eine Einmischung in betriebsseigene Dinge oder gar als versteckt geführte Schnüffelei. Außerdem werden durch die Festlegung, welche Herren zur Mitarbeit heranzuziehen sind, Reibungen persönlicher Art vermieden.

2. Ist Art und Umfang einer durch die Betriebswirtschaftsstelle durchzuführenden Arbeit festgelegt worden, dann hat diese das Recht, alle notwendigen Unterlagen von allen in Betracht kommenden Stellen anzufordern; es kommen hier also nicht nur Stellen des Betriebes selbst in Frage, sondern auch Selbstkostenabteilung, Lohnbüro, Wärmestelle, Versuchsanstalt und sonstige Verwaltungsstellen.

Dabei wurde als wichtige Bestimmung festgelegt, daß Auskünfte, die nicht aus ordnungsgemäßen Betriebsaufzeichnungen greifbar sind, nur durch den Betriebsleiter selbst gegeben werden können; dadurch wird erreicht, daß solche Zahlen — es handelt sich dabei um Schätzungswerte oder Faustformeln — die Ansicht des verantwortlichen Betriebsmannes darstellen und so Angaben vermieden werden, für die nachträglich niemand die Verantwortung übernehmen will.

3. Auskünfte aller Art, die für die Durchführung von betriebswirtschaftlichen Untersuchungen notwendig sind, sollen nach Möglichkeit durch den Betriebsleiter oder sein Büro eingeholt werden; nur in Sonderfällen sind technische Unterlagen von Meistern anzufordern. Das Befragen von Arbeitern ist grundsätzlich untersagt.

4. Ist eine Arbeit oder Untersuchung der Betriebswirtschaftsstelle in einem Betriebe abgeschlossen worden, dann wird das Ergebnis dieser Arbeit in einem Bericht an die Werksleitung zusammengefaßt; bevor jedoch solch ein Bericht die Betriebswirtschaftsstelle endgültig verläßt, wird das Ergebnis der Untersuchung zuerst zwischen dem Leiter des Betriebes und dem Betriebswirtschaftsingenieur durchgesprochen.

Bei der Festlegung dieser Bestimmung wurde von dem Grundsatz ausgegangen, daß es nicht nur ein Akt der Höflichkeit, sondern als berechtigtes Verlangen vom Betriebsleiter anzusehen ist, in die Arbeit der Betriebswirtschaftsstelle bzw. in deren Ergebnis und Schlußfolgerungen Einblick zu gewinnen, bevor eine solche Arbeit der Werksleitung zugestellt wird.

Diese gemeinsame Besprechung hat den großen Vorteil, daß die Dinge von zwei Seiten beleuchtet werden und dabei häufig Gesichtspunkte zutage treten, die ohne Aussprache von der einen oder anderen Seite unberücksichtigt geblieben wären.

5. Begegnet der mit einer Untersuchung beauftragte Assistent der Betriebswirtschaftsstelle Schwierigkeiten technischer oder persönlicher Art, so sind diese sofort über den Betriebswirtschaftsingenieur zu regeln.

6. Die Betriebswirtschaftsstelle ist nicht befugt, bei der Durchführung von Arbeiten in Betrieben irgendwelche Anordnungen zu geben, es sei denn über oder mit besonderer Genehmigung des Betriebsleiters. Andererseits sind Wünsche oder Anordnungen an Herren der Betriebswirtschaftsstelle, die in Betrieben Arbeiten durchführen, immer vom Betrieb über den Betriebsingenieur persönlich zu leiten.

7. Alle Arbeiten der Betriebswirtschaftsabteilung sind mit möglichstem Takt durchzuführen. Sie sind bei völliger Vermeidung jeder Parteinahme nur für das Wohl des Werksanzuges durchzuführen.

### IV. Grundlegende Arbeiten bei der Organisation des Werkes.

#### 1. Aufbau der Selbstkostenrechnung.

Die Selbstkostenrechnung wurde nach betriebswirtschaftlichen Gedankengängen, die in jahrelanger Arbeit im Ausschuß für Betriebswirtschaft des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, unter Professor Dr. Rummel entwickelt worden waren, in gemeinsamer Arbeit mit den Herren der Betriebsbuchhaltung in Form der sogenannten „Einheitskalkulation“<sup>3)</sup> aufgebaut. Es dürfte sich bei der „Isco“ wohl um den ersten Fall handeln, daß ein Ingenieur beim Aufbau der Selbstkostenrechnung eines großen indu-

<sup>3)</sup> Vgl. K. Rummel: Grundlagen der Selbstkostenrechnung (Düsseldorf: Verlag Stahleisen m. b. H. 1934); E. A. Czermak: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 869/79 (Betriebsw.-Aussch. 60), Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 407/13 (Betriebsw.-Ausschuß 67), Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 459/69 (Betriebsw.-Aussch. 68).

Kostenstellen: →  Kostenarten:	Gesamt- kosten monat- lich	Durch- schnitts- kosten je Erzeu- gungseinheit		Kostenstellen																	
		Ist	Soll	I Bunkeranlage		II Begiehung		III Schmelzbetrieb		IV Wiederhitzen		V Allgemeines									
				Gesamt- kosten	Kosten je Maßeinheit	Gesamt- kosten	Kosten je Maßeinheit	Gesamt- kosten	Kosten je Maßeinheit	Gesamt- kosten	Kosten je Maßeinheit	Gesamt- kosten	Kosten je Maßeinheit								
(A) Einsatz																					
<b>Gesamt-Einsatzkosten</b>	<b>E</b>																				
(B) Verarbeitung																					
(1) Fertigungslöhne- und Behälter- Prämien Soziale Kosten	Summe (1)				a	(a)															
(2) Brennstoffe	Summe (2)				b	(b)															
(3) Energie	Summe (3)				c	(c)															
(4) Instandsetzung u. Instandhaltg. a) Laufende b) Außerordentliche c) Betriebsbereitschaft	Summe (4)				d	(d)															
(5) Lagerstoffe	Summe (5)				e	(e)															
(6) Allgemeiner Werksdienst Werksbahn Versuchsanstalten usw.	Summe (6)				f	(f)															
<b>Gesamt-Verarbeitungskosten</b>	<b>V</b>				V <sub>1</sub>		V <sub>2</sub>		V <sub>3</sub>		V <sub>4</sub>		V <sub>5</sub>								
Summe d. kostenprop. Maßeinheiten	m				m <sub>1</sub> - z. Erzmöller		m <sub>2</sub> - Zahl d. Gichtaufz.		m <sub>3</sub> - Zahl d. Blasestund.		m <sub>4</sub> - z. Koksatz		m <sub>5</sub> - z. Roheisen								
Maßeinheitkosten - Ist	k			k <sub>1</sub>	(k <sub>1</sub> )		k <sub>2</sub>		k <sub>3</sub>		k <sub>4</sub>		k <sub>5</sub>								
Maßeinheitkosten - Soll	(k)			(k <sub>1</sub> )	(k <sub>1</sub> )		(k <sub>2</sub> )		(k <sub>3</sub> )		(k <sub>4</sub> )		(k <sub>5</sub> )								
(C) Feste Kosten																					
Innerbetriebliche																					
Außerbetriebliche																					
Abschreibungen																					
Kapitaldienst																					
<b>Gesamte feste Kosten</b>	<b>F</b>																				
<b>Gesamt-Herstellungskosten</b>	<b>T</b>	<b>K</b>	<b>(K)</b>																		

$$\begin{aligned}
 V &= V_1 + V_2 + \dots + V_5 = m \cdot k \\
 T &= E + V + F \\
 V_1 &= m_1 k_1; V_2 = m_2 k_2 \\
 k_1 &= \frac{V_1}{m_1}; k_2 = \frac{V_2}{m_2} \\
 k_1 &= a + b + c + \dots + f \\
 (k_1) &= (a) + (b) + \dots + (f) \\
 m_1 &= m_1' + m_1'' \\
 m_2 &= m_2' + m_2''
 \end{aligned}$$

Berechnung der Sortenkosten:

Sorte A	Menge Q <sub>A</sub>	Gesamt-Verarbeitungskosten für Sorte A	...	V <sub>A</sub> = m <sub>1</sub> ' k <sub>1</sub> + m <sub>2</sub> ' k <sub>2</sub> + ...	Kosten je Einheit X <sub>A</sub>	= $\frac{E_A + V_A + F_A}{Q_A}$
Sorte B	Menge Q <sub>B</sub>	"	"	V <sub>B</sub> = m <sub>1</sub> '' k <sub>1</sub> + m <sub>2</sub> '' k <sub>2</sub> + ...	"	X <sub>B</sub> = $\frac{E_B + V_B + F_B}{Q_B}$

Tafel 1. Schema eines monatlichen Selbstkostenbogens für ein Eisenhüttenwerk. (Erläutert am Beispiel eines Hochofenwerkes.)

striellen Unternehmens maßgebend zu Worte kam, ja, daß dieser Aufbau nach technisch-betriebswirtschaftlichen Grundsätzen erfolgte.

Kennzeichnend für den Aufbau dieser Selbstkostenrechnung ist der Umstand, daß sämtliche Betriebe — von den Erzgruben über Dolomitbergbau, Kokerei, Hochofen, Stahlwerk, Walzwerke bis Hilfsbetrieben — nach ein und derselben Form abgerechnet werden.

Die Einheitskalkulation geht von der Erkenntnis aus, daß die Vielheit der heute in Hüttenwerken oft noch angewendeten Kalkulationsverfahren (z. B. Masse-, Serien-, Zuschlagskalkulation) nicht nur überflüssig, sondern in vielen Fällen auch unrichtig ist. Die Kostenrechnung jedes industriellen Betriebes baut sich auf einer einfachen Grundgleichung auf:

$$\text{Kosten} = \text{Maßeinheitkosten} \times \text{Zahl der Maßeinheiten.}$$

Um die Selbstkostenrechnung in ihren Endzahlen so zu gestalten, daß sie einerseits für die Betriebsbeurteilung, andererseits für die Sortenkalkulation einwandfreie Werte liefert, ist es notwendig, die Kosten auf Maßgrößen zu beziehen, zu denen die Kosten proportional sind.

Weiterhin ist es für die Ausarbeitung von Betriebskennzahlen notwendig, betriebsverantwortliche (mengenabhängige oder proportionale) Verarbeitungskosten und mengenunabhängige (feste oder außerbetriebliche) Kosten scharf voneinander zu trennen. Die Erfüllung dieser Forderungen macht einen klaren Aufbau der Kostenbogen nach Kostenarten und Kostenstellen erforderlich.

Dieser Aufbau erfolgt in allen Werksbetrieben nach dem in *Tafel 1* dargestellten Schema, das im unteren Teil die mathematischen Zusammenhänge der Endzahlen und das Beispiel einer mit weitgehender Genauigkeit durchgeführten Sortenkalkulation aufzeigt.

Die Einheitlichkeit im Aufbau der Selbstkostenrechnung bietet große Vorteile: sie erleichtert allen, die die Kostenbogen zu lesen oder auszuwerten haben, das Verständnis, sie vermittelt dem Betriebs- und Werksleiter in Form der „Maßeinheitkosten“ wichtige Betriebskennzahlen und gibt dem Kaufmann, ohne daß dieser weitere Auszüge oder Sonderarbeiten vornehmen muß, weitgehend unterteilte Unterlagen für die Zwecke einer Sortenkalkulation.

## 2. Ausarbeitung eines Kontenplanes.

Mit dem Entwurf der Selbstkostenbogen war es notwendig, einen Kontenplan auszuarbeiten, der es ermöglichte, alle im Betriebe auftretenden Kosten von Anbeginn an in die richtigen Kanäle zu leiten, um sie am Ende des Rechnungsabschnittes sofort für eine richtige Verteilung auf das Erzeugnis gesammelt zu haben.

Bei der Ausarbeitung des Kontenplanes, der in gemeinsamer Arbeit mit der Betriebsbuchhaltung durchgeführt wurde, ging man von dem Gesichtspunkt aus, daß eine möglichst weitgehende Unterteilung des Betriebes nach Kostenstellen zweckmäßig sei. Es muß schließlich jede Ausgabe unter einer Kontonummer gebucht werden, und es ist dabei gleichgültig, um welche Nummer es sich hierbei handelt. Die Unterteilung des Kontenplanes über das Maß hinaus, das durch die Aufteilung der Betriebe nach Kostenstellen gegeben ist, erleichtert bei fallweise auftretenden Fragen die kostenmäßige Nachforschung.

Der Ausbau der Selbstkostenrechnung und des mit ihr verbundenen Kontenplanes ist heute noch zu keinem Stillstand gekommen und wird dauernd verbessert und verfeinert. Dabei wirkt sich die Bestimmung für die Zusammenarbeit zwischen Betriebsbuchhaltung und Betriebswirtschaftsstelle vorteilhaft aus, da beide von ihrem Blickwinkel aus an der Verbesserung arbeiten.

## 3. Aufbau der Betriebsberichte und des Vordruckwesens.

Eine weitere Arbeit, die bereits vor Inbetriebsetzung des Werkes in Angriff genommen und in der folgenden Zeit verbessert und den sich ergebenden Ansprüchen entsprechend ausgebaut wurde, war der Aufbau der täglichen und monatlichen Betriebsberichte und der für ihre Ausarbeitung notwendigen Uraufschreibungen.

Da diese Betriebsberichte nicht nur dazu bestimmt sind, ein Abbild des Betriebsablaufes zu geben, sondern ihre weitere Anwendung und Auswertung im Kostenwesen und in der Betriebsstatistik finden, wurden sie nach den Erfordernissen dieser verschiedenartigen Auswertungen aufgebaut. Dabei wurde den persönlichen Wünschen der einzelnen Betriebsleiter weitgehend Rechnung getragen.

Bei der Ausarbeitung der Betriebsberichte wurde von dem Grundsatz ausgegangen, den Betrieb mit möglichst wenig Schreibarbeit zu belasten, aber trotzdem in wenigen Kennzahlen der Betriebs- und Werksleitung eine einwandfreie Betriebsbeurteilung zu ermöglichen.

Die Betriebsberichte gliedern sich im allgemeinen in eine Zeit- sowie in eine Erzeugungsanalyse.

Die Zeitanalyse muß nicht nur Haupt- und Nebenzeiten erfassen, sondern letztgenannte nach ihren Ursachen unterteilen; diese Unterteilung läßt bei statistischer Auswertung wichtige von weniger wichtigen Störungsquellen eindeutig erkennen und ermöglicht so, den Hebel an den wichtigsten Punkten anzusetzen.

Die Erzeugungsanalyse begnügt sich nicht mit absoluten Erzeugungszahlen in Tonnen, Stück, Längen usw., sondern hier wird ganz besonderer Wert darauf gelegt, die Schwankungen, die von Tag zu Tag auftreten und nicht allein durch Verschiedenartigkeit des Betriebsablaufes (verschieden hohe Störungszeiten und Arbeitsintensität) bedingt sind, sondern ihre Ursache in Verschiedenheit von Werkstoff, Erzeugnis und Abmessungen haben, durch die Anwendung von „Bezugsgrößen“ auszugleichen.

Die Erzeugung in Bezugseinheiten/Schicht oder Tag weist bereits geringere Schwankungen auf als die Erzeugung in wirklichen Einheiten; ein richtiger Maßstab für die Be-

triebsbeurteilung ist jedoch erst die auf die wirkliche Erzeugungszeit bezogene Erzeugung in Bezugseinheiten. Die Schwankungen dieser Zahlen müssen gering sein und sich um die „Soll-Erzeugung der Bezugssorte je Erzeugungsstunde“ bewegen. Hier ist die Zeitstudie die Voraussetzung für den Aufbau einfacher, aber klarer Betriebsberichte.

## 4. Arbeitszeitüberwachung.

Als weitere Aufgabe allgemeiner Werksorganisation wurde der Betriebswirtschaftsstelle die Einführung der Arbeitszeitüberwachung übertragen. Die Schichtkontrolle wurde anfänglich mit Metallmarken durchgeführt. So einfach das Verfahren ist, hat es doch den Vorteil einer zwangsläufigen persönlichen Ueberwachung durch den Meister. Später wurde die Schichtkontrolle mit Metallmarken durch eine Ueberwachung mit Stechuhren abgelöst.

Besondere Sorgfalt mußte auf das Herausstellen von Ueberstunden und Sonntagsarbeit gelegt werden, da gerade diese während der Inbetriebsetzungszeit — in der es naturgemäß galt, ungeachtet von Ueberstunden, die Anlagen möglichst rasch in guten Gang zu bringen — einen großen Umfang angenommen hatten.

Einen weiteren Schritt zur Arbeitszeitüberwachung bildet eine straffe tägliche Ueberwachung des Belegschaftsstandes der Betriebe sowie eine tägliche Erfassung der von den Hilfsbetrieben verfahrenen Arbeitsstunden; gerade die letztgenannte Organisation erscheint wichtig in Anbetracht des hohen, gesetzlich geregelten Lohnniveaus der südafrikanischen Instandsetzungsschlosser, Elektriker und Maurer. Die Planwirtschaft, die auf diesem Gebiete schließlich bis zu einer Budgetierung der Instandhaltungskosten führen muß, kann jedoch erst dann in einwandfreier Weise ausgebildet werden, bis im Werk — in welchem derzeit erhebliche Neu- und Umbauten stattfinden — ein Beharrungszustand erreicht sein wird.

## 5. Organisation des Werksbahnverkehrs.

Als mit der Inbetriebnahme der ersten Anlagen der Stofffluß durch das Werk begann, machte sich der Mangel eines gut arbeitenden Werksbahnverkehrs bemerkbar. Verschärft wurde die Lage durch den Umstand, daß außer den Rohstoffen noch große Mengen von Bau- und Konstruktionsstoffen aller Art einliefen und rasch den einzelnen Baustellen zugeführt werden mußten.

Da die Verhältnisse infolge Fehlens einer straffen Organisation ernsthafte Formen angenommen hatten, wurde die Betriebswirtschaftsstelle mit der Aufgabe betraut, einen geordneten Ablauf zu schaffen. Zu diesem Zwecke wurde die Leitung des Werksbahnverkehrs für die Dauer einiger Monate dem Betriebswirtschaftsingenieur unterstellt.

Die getroffenen Maßnahmen erstreckten sich auf eine Regelung des einlaufenden Güterverkehrs, rasche Zustellung der einlaufenden Güter an die Bestimmungsstellen, schnelle Abfuhr der leeren Güterwagen, Kenntlichmachung aller in Frage kommenden Zustellungsorte im Werke, Instandsetzung des mangelhaften Oberbaues, der zu häufigen Entgleisungen führte, Anschaffung und Verwendung geeigneter Wagen in den verschiedenen Betrieben und Vorsorge für gute Instandhaltung von Lokomotiven und Wagen.

Besonderer Wert wurde auch hier auf enge Verbindung zwischen den Erzeugungsbetrieben und einer Zentralstelle, wie sie der Werksbahnverkehr darstellt, gelegt. Zu diesem Zwecke wurde das Werk in mehrere Abteilungen eingeteilt und jeder dieser Abteilungen ein Werksbahnbeamter zugeteilt, der die Verantwortung für einen klaglosen Verkehrsablauf übernahm. Durch eine solch enge Fühlung zwischen Werks-



bahnverkehr und Betrieb konnten z. B. der Werksbahnleitung schnell die genauen Zustellungsorte für einlaufende Waren bekanntgegeben werden, Anforderungen über leere Wagen zur Abfuhr von Erzeugnissen oder sonstigen Stoffen wurden rasch erfüllt, entleerte Wagen wurden möglichst schnell dem Werksbahnhof wieder zugestellt u. a. m. Die geschaffene Organisation, die zwangsläufige Zusammenarbeit zwischen Werksbahnbüro und Werksabteilungen schaffte, wirkte sich alsbald günstig aus; die Zahl der verwendeten Lokomotiven und von der Staatsbahn entliehenen Güterwagen konnte stark vermindert werden, Kosten für Wagenstandgeld, die allmonatlich große Beträge ausmachten, wurden bald nach Durchführung der Organisation bis auf unbeachtliche Beträge vermindert.

Schließlich wurde noch eine besonders scharfe Ueberwachung der Werksbahnkosten eingeführt; dieses erschien notwendig, da infolge der terrassenförmigen Anordnung des Werkes die Kosten für den Werksbahnverkehr an und für sich hoch sind, und außerdem die Kosten eines Hilfsbetriebes, wie ihn die Werksbahn darstellt, im allgemeinen schwerer zu überwachen sind oder nur allzu leicht weniger Beachtung finden als die Kosten von Hauptbetrieben. Es wurden nicht nur Soll-Kosten je Lokomotivstunde getrennt nach dampf- und feuerlosen Lokomotiven festgelegt, sondern die Zahl der auf jeden Betrieb entfallenden Lokomotivstunden und damit die gesamten Werksbahnkosten weitgehend unterteilt und „budgetiert“.

Ein in allen Einzelheiten entworfenener Soll-Selbstkostenbogen, der für jede Kostenart jeder Kostenstelle einen Soll-Wert für die monatlichen Ausgaben enthielt, erleichtert die straffe Kostenüberwachung.

Nachdem die Organisation des Werksbahnverkehrs abgeschlossen war, wurde dieser wieder an einen mittlerweile eigens bestellten Werksbahnleiter abgegeben.

#### IV. Planwirtschaft.

Ziel und Zweck einer Betriebswirtschaftsstelle ist es letzten Endes, im Rahmen des ihr zufallenden Arbeitsbereiches für eine Erhöhung der Wirtschaftlichkeit des Unternehmens zu sorgen.

Planen heißt, den Blick in die Zukunft richten und vorausschauend Soll-Zustände festzulegen, die in der Praxis anzustreben sind. Der Begriff der Planwirtschaft ist mit der Betriebswirtschaft engstens verbunden, ja wohl schließlich die Seele betriebswirtschaftlichen Arbeitens.

Da es sich im Eisenhüttenwerk um eine Vielheit von Betrieben handelt, die — obgleich sie erzeugungsmäßig Hand in Hand arbeiten — doch notgedrungen vielfach keinerlei Verbindung untereinander haben (z. B. die Kokerei mit dem Stahlwerk oder den Walzwerken), kann eine Planwirtschaft großen Maßstabes für das ganze Unternehmen nur von einer Zentralstelle aufgebaut werden, die mit den Zusammenhängen zwischen den einzelnen Betrieben vertraut ist.

Das Streben nach Erhöhung der Wirtschaftlichkeit läßt sich, soweit es sich um den Einflußbereich des Ingenieurs handelt, unterteilen nach:

1. Senkung der Kosten,
2. Erhöhung der Erzeugung und
3. Verbesserung der technischen Verfahren.

Nach diesen Hauptgruppen läßt sich auch der Aufbau einer Planwirtschaft großen Maßstabes unterteilen.

##### a) Kostenplanung.

Im Jahre 1932, also zwei Jahre vor Inbetriebsetzung des Werkes, war eine neuerliche Vorberechnung der zu erwartenden Kosten der einzelnen Fertigerzeugnisse vorgenommen

worden. Als das Werk zu Ende des Jahres 1934 (mit Ausnahme des Feinblechwalzwerkes) in Betrieb war und die vorliegenden Selbstkostenbogen einen Ueberblick über das Kostenbild der ersten Betriebsmonate gestatteten, erschien es angebracht, eine neuerliche Aufstellung von „Plankosten“ für die einzelnen Zwischen- und Fertigerzeugnisse des Hüttenwerkes vorzunehmen.

Die vorhin erwähnten vorberechneten Kosten waren wohl weniger als Soll-Kosten, sondern als Schätzwerte aufzufassen; da hier gemachte Annahmen sich in der Zwischenzeit geändert hatten (sowohl Verbrauchszahlen als auch Preise), erschien es gerade bei der Inbetriebsetzung eines neuen Werkes, das naturgemäß zu Beginn seiner Erzeugung mit höheren Kosten zu rechnen hatte, als dies üblicherweise der Fall ist, angebracht, durch eine möglichst genaue Vorberechnung von Soll-Kosten ein Ziel zu setzen, die der Werksleitung brauchbare Unterlagen für Vorbereitung auf weitere Sicht und den Betrieben ein Ansporn zur Erreichung geben sollten.

Die vor der Inbetriebsetzung vorberechneten Kosten entsprachen in ihrem Aufbau nicht der Unterteilung nach Kostenarten und Kostenstellen, wie sie später auf den Selbstkostenbogen vorgesehen war; schon aus diesem Grunde war es notwendig, Soll-Kosten in Uebereinstimmung mit dem Aufbau der Kostenbogen zu berechnen, so daß jede Abweichung zwischen Ist- und Soll-Kosten sofort nach Art und Ort festgestellt werden kann.

Der Berechnung der Soll-Kosten wurden einerseits Soll-Erzeugungszahlen, andererseits, soweit als möglich, Soll-Verbrauchszahlen (Löhne, Energie, Brennstoffe, Reserven usw.) zugrunde gelegt. In manchen Fällen, z. B. bei Instandsetzungen und Instandhaltung, allgemeinen Werkskosten, mußte ein Behelf in bereits vorliegenden statistischen Unterlagen oder in Schätzungen gesucht werden. Die im Abschnitt III (Zusammenarbeit zwischen Betrieb und Betriebswirtschaftsstelle) aufgestellten „Richtlinien“ erschienen gerade bei der Aufstellung der Soll-Kosten besonders wichtig. Die so ausgearbeiteten Soll-Kosten lagen zu Beginn des Jahres 1935 vor; sie stellten noch nicht endgültige Werte dar, sondern waren vorerst ein Ziel, das nach Ablauf eines weiteren Betriebsjahres erreichbar erschien. Jeder Betrieb erhielt nunmehr das ihn betreffende Soll-Kostenblatt, das die betriebsverantwortlichen Kosten, auf deren Entwicklung er unmittelbaren Einfluß hat, besonders deutlich herausstellte.

Für die Ueberwachung der jeweiligen Abweichungen zwischen Ist- und Soll-Kosten von Monat zu Monat wurde eine Kostenstatistik geschaffen, auf die noch eingegangen werden wird.

Zu Ende des Jahres 1935 waren die Soll-Kosten in den meisten Betrieben mehr oder weniger erreicht worden, so daß die Aufstellung neuer Soll-Kosten notwendig wurde, um so mehr, als in der Zwischenzeit eine Reihe von Änderungen in den Werksanlagen und in dem Verfahren erfolgten, die an und für sich eine Neuberechnung der Soll-Kosten notwendig machten. Dieses Betriebsjahr bot auch die Möglichkeit, genügend Unterlagen für eine Neuberechnung der Soll-Kosten zu erhalten, so daß diese zu Ende des Jahres 1936 festgelegt sein können, und bei Berücksichtigung der inzwischen erweiterten Leistungsfähigkeit des Werkes ein vorläufiges Ziel bilden werden.

Der Ueberwachung der Ist-Kosten sowie deren Vergleich mit den zugehörigen Soll-Werten wurde besondere Aufmerksamkeit geschenkt; die Kostenbogen stellen diese Werte nicht nur als Gesamtdurchschnittskosten für das Betriebserzeugnis, sondern auch an jeder Kostenstelle gegenüber; es ist ein solcher Vergleich zwischen monatlichen Ist-Kosten und einem festliegenden Soll-Wert viel wertvoller als der sonst übliche Vergleich zwischen „Kosten

Erzeugungs-analyse	Fortlaufende Rohstahlerzeugung im Berichtsjahr . . . . . wirkl. Tonnen; . . . . . Bezugs-Tonnen				Hier erfolgen Erklärungen und besondere Hinweise der Betriebswirtschaftsstelle an die Werksleitung  (in der Regel erfolgen diese auf Grund vorheriger Rücksprachen des Betriebswirtschaftsingenieurs mit dem betreffenden Betriebsleiter; an der monatlichen Kostenkonferenz nehmen teil:  die Werksleiter [technische], die kaufmännischen Leiter, der Betriebswirtschaftsingenieur).
	Durchschnittliche Monatserzeugung im Berichtsjahr . . . . . „ „ . . . . . „				
	Erzeugung im Berichtsmonat . . . . . „ „ . . . . . „ dies ist . . . . . % mehr oder weniger als im letzten Monat und . . . . . % mehr oder weniger als der bisherige monatliche Durchschnitt.				
	Erzeugung je Mann und Schicht { diesen Monat . . . . . wirkl. Tonnen; . . . . . Bezugs-Tonnen bisheriger Monatsdurchschnitt . . . . . „ . . . . . „				
	Durchschnittliche Erzeugung je Schmelzstunde . . . . .		Ofen I (groß) . . . . . wirkl. t . . . . . Bez.-t	Ofen II (klein) . . . . . wirkl. t . . . . . Bez.-t	Ofen III (klein) . . . . . wirkl. t . . . . . Bez.-t
	Durchschnittlicher Verbrauch an kcal/t . . . . .		. . . . . × 10 <sup>6</sup>	. . . . . × 10 <sup>6</sup>	. . . . . × 10 <sup>6</sup>
Gesamtkosten je t Rohstahl (kalt)	Berichtsmonat	Sollkosten	Letzter Monat	Durchschnittliche Kosten im laufenden Jahr	
	..... R.M./t	..... R.M./t	..... R.M./t	..... R.M./t	
	Bisherige niedrigste Gesamtkosten waren ..... R.M. bei einer Erzeugung von ..... t im Monat .....				
Die Tendenz der Gesamt-Rohstahlkosten in den letzten drei Monaten ist steigend — fallend.					
Preisuntergrenze	Berichtsmonat ..... R.M./t; Sollkosten ..... R.M./t; Durchschnittliche Kosten im laufenden Jahr ..... R.M./t				
Einsatzkosten und Ausbringen	Einsatzkosten je t Rohstahl			Ausbringen = $\frac{\text{gute Blöcke in t}}{\text{Einsatz in t}} \times 100 = \dots \%$	
	Berichtsmonat	Sollkosten	Durchschnitt im lfd. Jahr.		
	..... R.M./t	..... R.M./t	..... R.M./t		
Betriebs-verantwortliche Verarbeitungskosten je t Rohstahl	Kostenartengruppen		Berichtsmonat	Sollkosten	Durchschn. Kosten im lfd. Jahr
	1. Fertigungslöhne und -gehälter . . . . .				
	2. Brennstoffe . . . . .				
	3. Energie . . . . .				
	a) Wasser . . . . .				
	4. Instandsetzung und -haltung . . . . .				
	a) laufende . . . . .				
b) außerordentliche . . . . .					
c) Betriebsbereitschaft . . . . .					
5. Lagerstoffe . . . . .					
6. Allgemeiner Werksdienst . . . . .					
7. Innerbetriebliche feste Kosten . . . . .					
Gesamt-Verarbeitungskosten					
Bisherige niedrigste Verarbeitungskosten waren ..... R.M. bei einer Erzeugung von ..... t im Monat .....					
Maßeinheitenkosten	Nach „Kostenstellen“ unterteilt:		Berichtsmonat	Sollwerte	Durchschn. Werte im lfd. Jahr
	1. Schrottplatzkosten je t eingesetzten Schrott . . . . .				
	2. Beschickkosten je t Rohstahl . . . . .				
	3. Kosten je Schmelzstunde: Ofen I . . . . .				
	Ofen II . . . . .				
	Ofen III . . . . .				
	4. Kosten für Pfannenwirtschaft je Pfannenabstich . . . . .				
	5. Kosten der Gießhalle je t Rohstahl . . . . .				
6. Kosten der Kokillenwirtschaft und Stripperhalle je t Rohstahl:					
3,6-t-Kokillen . . . . .					
4,3-t-Kokillen . . . . .					
7. Kosten für Allgemeines je t Rohstahl . . . . .					
..... Betriebswirtschaftsingenieur.					

Tafel 2. Erzeugungs- und Kostenübersicht. Werksabteilung: Stahlwerk.

124 10. Jahrgang Ozerneck: Betriebswirtschaftliche Arbeit beim Ausbau des neuen südafrikanischen Stahlwerkes. Archiv für das Eisenhüttenwesen

des Monats“ und „Kosten des Vormonats“, da beide alle Zufälligkeiten des Betriebsablaufes enthalten und deshalb nur eine sehr bedingte Vergleichsmöglichkeit bieten. Während ein Vergleich zwischen Ist und Soll in den Kostenbogen immer nur einen Rechnungsabschnitt enthält, zeigen Kostenschaubilder den Verlauf zwischen Ist- und Soll-Werten vom Zeitpunkt der Inbetriebsetzung angefangen über weitere Zeitabschnitte. Damit jedoch die Deutlichkeit der Darstellung nicht beeinträchtigt wird, enthalten die statistischen Kostenschaubilder nur wenige, aber ausschlaggebende Werte.

Um der Werksleitung in gedrängter Form allmonatlich eine klare Entwicklung der Kosten zu geben, finden auf Vorschlag der Betriebswirtschaftsstelle monatliche Besprechungen statt, in denen die Betriebswirtschaftsstelle der Werksleitung einen kurzen Ueberblick über Erzeugungs- und Kostenentwicklung jedes Betriebes gibt. *Tafel 2* zeigt eine solche Kosten- und Erzeugungsübersicht für das Stahlwerk. Sie enthält alle Zahlen, die zur Erklärung von Schwankungen auf dem Kostengebiet von Wert sind (Herausstellung von Soll und Ist in bezug auf Gesamtkosten, Einsatzkosten und betriebsverantwortliche Kosten, Durchschnittswerte des laufenden Jahres, Angaben über den Kostenverlauf in den letzten Monaten — steigend oder fallend — sowie bisherige Bestkosten bei Nennung der dazugehörigen Erzeugung).

Schließlich erscheinen als Betriebskennzahlen, die von Erzeugungsmenge und Erzeugungsplan bis zu einem gewissen Grade unabhängig und besonders für eine Betriebsbeurteilung wichtig sind, die sogenannten „Maßeinheitenkosten“, also Kosten, bezogen auf kostenproportionale Maßeinheiten. Diese Kostenübersichten sind daher nicht nur übersichtliche Auszüge aus der großen Zahlenfülle der Selbstkostenbogen, sondern sie stellen statistische Tafeln dar, an Hand deren es möglich sein soll, den technischen und kaufmännischen Werksleitern ein zeitraubendes Studium der Selbstkostenbogen zu ersparen und in gedrängter, aber deutlicher Form die wichtigsten Zahlen und Vergleiche zu geben.

Auch hier tritt die Zusammenarbeit und die Zwischenstellung der Betriebswirtschaftsstelle zwischen den einzelnen Betrieben und der Werksleitung in Erscheinung: In einer eigens vorgesehenen Spalte (rechts) werden nämlich Angaben über die Gründe von besonderen Abweichungen gemacht, die in gemeinsamen Aussprachen zwischen Betriebsleiter und Betriebswirtschaftsingenieur vor der eigentlichen Besprechung festgestellt werden. In dieser Weise ist es möglich, der Werksleitung in der monatlichen Besprechung nicht nur die Tatsache von Abweichungen, sondern auch deren Gründe sofort anzugeben und ihr von Maßnahmen, die zur Behebung von Abweichungen getroffen wurden, sofort Mitteilung zu machen. Diese monatliche Besprechung von Erzeugung und Kosten kann üblicherweise drei bis vier Tage nach dem Erscheinen der Kostenbogen (die um die Mitte des nächstfolgenden Monats erscheinen) stattfinden; dieser Zeitraum ist notwendig, um der Betriebswirtschaftsstelle Gelegenheit zum Ausarbeiten der Bogen und zu der vorerwähnten Rücksprache mit den Betrieben zu geben.

#### b) Planwirtschaft auf erzeugungstechnischem Gebiet. — Zeitstudie.

Während im vorliegenden der Aufbau der Planwirtschaft auf dem Kostengebiet nach Hauptlinien beschrieben werden konnte, ist dies für die planwirtschaftlichen Arbeiten auf produktionstechnischem Gebiet in Anbetracht des Raumes kaum möglich; hier eröffnete sich gerade in einem neu in Betrieb gesetzten Werke betriebswirtschaftlicher

Tätigkeit ein ungeheures Arbeitsfeld, die schließlich darin gipfelt, nach Wegen zur Erhöhung der Erzeugung zu suchen.

In manchen Betrieben, deren Fertigung nicht auf rein maschineller Bearbeitung beruht (Kokerei, Hochofenwerk, Stahlwerk), ergab sich die Erhöhung der Erzeugung mehr oder weniger selbsttätig mit fortschreitendem Einlaufen der Anlagen. Anders dagegen liegen die Verhältnisse in maschinellen Betrieben, bei denen es auf möglichste Ausnutzung der Arbeitszeit (Verminderung der Störungen und Erhöhung der Erzeugung je Fertigungsstunde) ankommt; es sind dies vor allem die Walzwerke, in denen die Zeitstudie zu ihrem Recht kommt.

Hier war es gerade die Grobstraße, die eine Fülle von Aufgaben stellte; ihre Anlage — ursprünglich gemeinsamer Antrieb eines Umkehr-Duoblockgerüsts und zweier Profilgerüste durch einen Motor — sowie das Fehlen einer Mittelstraße, die ein umfangreiches Walzprogramm bedingte, machten eine möglichst günstige Ausnutzung der zur Verfügung stehenden Zeit zum Gebote, um die verlangte Erzeugung zu erreichen; ein Beispiel, wie ein Betrieb nicht mehr nach Fingerspitzengefühl geleitet werden kann, sondern wie betriebswirtschaftliche Durchdringung des Arbeitsvorganges erst die Unterlage für möglichst günstige Ausnutzung schafft. Daher wurde kurz nach Inbetriebsetzung der Grobstraße, als die Anlage maschinell eingelaufen und die Probewalzungen für die einzelnen Profile zufriedenstellend beendet waren, damit begonnen, jedes einzelne Profil durch Zeitstudien in allen seinen Arbeitsvorgängen zergliedert aufzunehmen. Die Auswertungen dieser Zeitstudien gaben ein klares Bild über den Ablauf des Arbeitsvorganges und waren die Unterlage für die Berechnung von Soll-Leistungen je Walzstunde für die einzelnen Profile.

Die Ergebnisse dieser Zeitstudien werden für jedes der drei Walzwerke gesondert allmonatlich in einem Bericht zusammengefaßt und allen beteiligten Herren (Werksleiter, Walzwerksleiter, Walzenkalibreur und Betriebsassistenten) zugestellt. Auf diese Weise ist allen diesen Stellen die Möglichkeit gegeben, an Hand der Zeitstudien-schaubilder genauen Einblick in den zeitlichen Ablauf der Arbeitsvorgänge zu gewinnen und jeder von seinem Gesichtspunkt aus nach Verbesserungen zu suchen.

In dieser Zusammenarbeit zwischen Betriebswirtschaftsstelle und den genannten Betriebsstellen war es möglich, erfolgreich nach Wegen zu suchen, die zu einer Beseitigung des engsten Querschnittes — der nahezu ein Jahr in der Grobstraße lag — führten. *Abb. 1 und 2* geben ein Beispiel für die schrittweise Verbesserung der stündlichen Walzleistung für zwei Hauptprofile, nämlich Feinstraßenknüppel und schwere Schienen. An Hand der durch Zeitstudien festgelegten Vorgänge war es möglich, theoretische Walzdiagramme zu entwerfen, die in der Praxis zu Änderungen der Walzweise sowie der Blockgewichte führten. Derartige Untersuchungen wurden wiederholt, auch auf Anregung des Betriebes, durchgeführt und wirkten sich in einer beträchtlichen Leistungssteigerung aus.

#### c) Bezugsgrößen.

Darüber hinaus bildeten die Zeitstudien in den Walzwerken die Grundlage für die Aufstellung von Bezugsfaktoren, mit deren Hilfe die wirkliche Erzeugung in eine „Bezugserzeugung“ umgerechnet werden kann; auf Grund von durch Beobachtungen festgelegten Durchschnittswerten werden die Soll-Werte für Blockfolgezeit und Straßenerzeugung berechnet. Der Soll-Wert der Straßenerzeugung, in Beziehung gesetzt zu der Erzeugung eines angenommenen Bezugsprofils, ergibt schließlich den

„Bezugsfaktor“. Dieser Bezugsfaktor findet nun Anwendung in dreierlei Weise:

- im täglichen, wöchentlichen und monatlichen Betriebsbericht; hier gestattet die Angabe von Bezugserzeugungen, bezogen auf die Walzstunde, eine weitgehende Ausschaltung des Einflusses von Werkstoffart, Profil und Abmessung;
- im Aufbau der Akkordsätze;
- in der Sortenkalkulation, die sich durch Berechnung der „Kosten je Bezugstonne“ weitgehend vereinfachen läßt.

Betriebswirtschaftliches Denken wird somit — aufgebaut auf der Zeitstudie — in alle Kreise des Werkes getragen. Die Entwicklung hat gezeigt, daß es schon nach kurzer Zeit möglich ist, das Denken in Bezugsgrößen auch bei Stellen, denen dies üblicherweise nicht vertraut ist (Selbstkostenabteilung und Belegschaft), einzuführen.

V. Aufbau einer Statistik.

a) Kostenstatistik.

Die Stellung der Betriebswirtschaftsstelle zum Selbstkostenwesen, ihr Einfluß bei dessen Aufbau, die Vorbereitung von Selbstkosten (die technische Kenntnisse zur Voraussetzung hat) und letzten Endes der dauernde Vergleich zwischen Ist- und Soll-Kosten ergeben es von selbst, daß die Kostenstatistik in das Arbeitsbereich der Betriebswirtschaftsstelle fällt.

Die Kostenstatistik jedes Betriebes ist nach zwei Schaubildern unterteilt:

- Die Entwicklung der Gesamtkosten des betreffenden Betriebserzeugnisses, unterteilt nach möglichst wenigen, aber wichtigen Hauptkennzahlen (s. Abb. 3), und zwar:
  - Gesamtkosten,
  - Einsatzkosten,
  - Verarbeitungskosten (falls nötig, unterteilt mit und ohne Gutschriften),
  - den Betrieb belastende allgemeine Werksunkosten.

- Gesamtkosten,
- Einsatzkosten,
- Verarbeitungskosten (falls nötig, unterteilt mit und ohne Gutschriften),
- den Betrieb belastende allgemeine Werksunkosten.

Dieses Schaubild gibt vor allem der Werksleitung einen raschen Ueberblick, wie sich die Kosten nach Hauptgruppen, gesondert vom Tage der Inbetriebsetzung an, in jeder einzelnen Werksabteilung entwickelt haben.

2. Entwicklung der Verarbeitungskosten (Abb. 4).

Diese Statistik ist vor allem für den Betrieb eingerichtet und bildet eine Erklärung für die Kurve „Verarbeitungskosten“ in Abb. 3. Hier sind in Übereinstimmung mit der Unterteilung der Kostenarten (nach Hauptgruppen), wie sie auf den Selbstkostenbogen gegeben ist, die einzelnen Verarbeitungskosten in ihrem Verlauf dargestellt.

Naturngemäß enthalten beide Schaubilder die zu jeder Ist-Kurve zugehörigen Soll-Werte in Form einer waagerechten Linie, so daß auch hier die Abweichung zwischen Ist und Soll sofort zum Ausdruck kommt.

Die beiden Kostenschaubilder werden allmonatlich nach Erscheinen der Selbstkostenbogen im Betriebswirtschaftsbüro ergänzt und in Abzügen jedem Betrieb zugestellt. Aus diesen Kostenschaubildern wird also kein streng gehütetes Geheimnis gemacht; sie sind in den Betriebsbüros angeschlagen, so daß alle die-

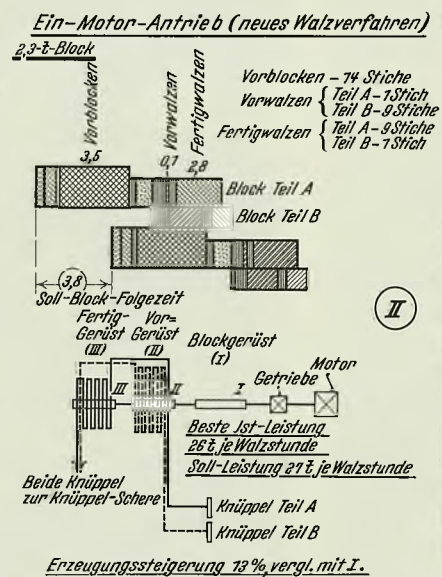
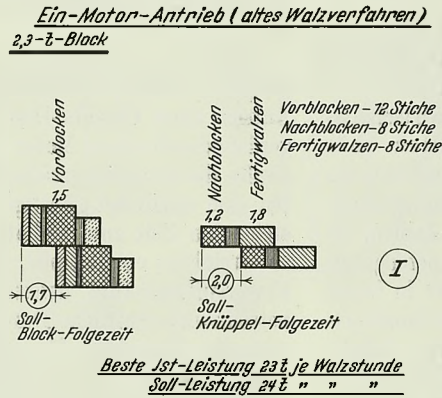
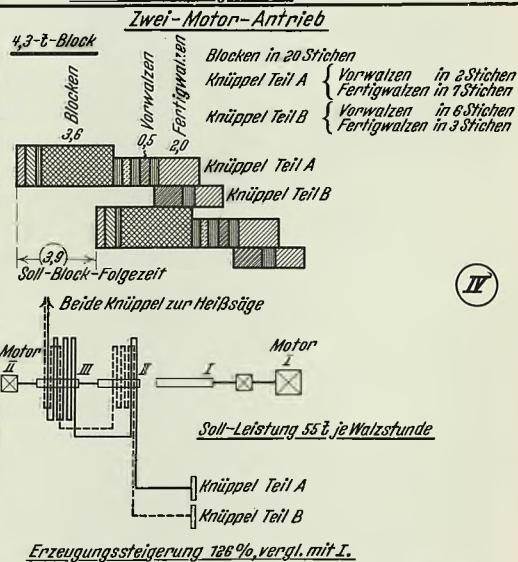
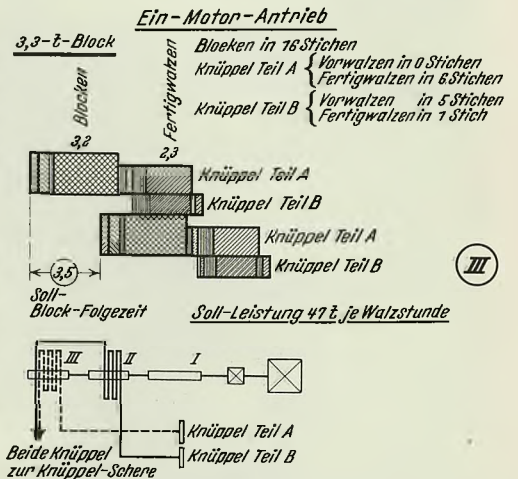


Abbildung 1. Auswirkung von Blockgewicht, Walzart und Antrieb auf die Erzeugung von Knüppeln.



jenigen, die Einfluß auf Verbesserungsmöglichkeiten haben (Betriebsleiter, Assistenten, Meister), sich jederzeit über den Stand der Kostenentwicklung unterrichten können.

b) Betriebsstatistik.

Ueber Art und Ort des Aufbaues einer Betriebsstatistik bestehen heute vielfach noch umstrittene Ansichten. Richtig erscheint jedenfalls der Gesichtspunkt, daß die Betriebsstatistik aus dem Betriebe herauszunehmen ist und nach möglichst einheitlichen Richtlinien von einer zentralen Stelle aufgebaut werden soll.

Als solche Stelle kommt fraglos die Betriebswirtschaftsstelle in Betracht; sie kann beurteilen, inwieweit das Kostenbild, zusammengefaßt in der von ihr geführten Kosten-

statistik und in der monatlichen Kostenübersicht, eine Ergänzung in Form betrieblicher Statistik finden muß; eine selbständige statistische Abteilung auf einem Werk birgt die Gefahr von Doppelarbeit; außerdem wird eine solche rein statistische Abteilung nicht den Zusammenhang mit den Betrieben haben, wie dies bei einer Betriebswirtschaftsstelle der Fall ist, und sich durch Betriebsfremdheit letzten Endes totlaufen. Schließlich schafft ja die Betriebswirtschaftsstelle mit ihren Untersuchungen — besonders den Zeitstudien — erst die Grundlage für statistische Auswertungen und kann auch hier wieder in enger Zusammenarbeit mit dem Betriebe den Erfordernissen des Betriebes und den Wünschen der Werkleitung Rechnung tragen.

Die Betriebsstatistik untergliedert sich in allen Be-

Störungszeiten und Stillstandszeiten nach Ursachen. Dadurch wird es möglich, die Hauptursachen unproduktiver Zeiten festzustellen (mechanische, elektrische, betriebseigene Störungen) und dort, wo die Verhältnisse es am dringendsten erfordern, einzugreifen.

Bildet auch die klare Herausstellung des „Belastungsgrades“  $\varphi$  und des „Beschäftigungsgrades“  $\beta$  für jeden Betrieb eine wichtige Kennzahl, so ergibt doch keine dieser beiden Zahlen für sich ein einwandfreies Maß für den Betriebsablauf; dieses wird jedoch gebildet aus dem Produkt der beiden Werte  $\beta \cdot \varphi = \epsilon$ , welches als „Gesamtausnutzungsgrad“ des Betriebes bezeichnet wird.

Zu erwähnen wäre noch, daß auch hier — wie bei allen Arbeiten der Betriebswirtschaftsstelle — das „Ist“ dem „Soll“ gegenübergestellt wird. Die Soll-Werte können hier auf Grund von Erfahrungswerten oder aus statistischen Aufstellungen berechnet werden, oder aber es werden zum Teil gute Erfahrungswerte, die sich aus überseeischen Werken übertragen lassen, als erstrebenswertes Ziel gesetzt. Derartige statistische Zahlen — die ganz-, halb- und vierteljährlich zu Durchschnittswerten zusammengefaßt werden, was aus Gründen der fortschreitenden Verbesserung eines

neu in Betrieb gesetzten Werkes notwendig ist — waren wiederholt willkommene Unterlagen für Vorberechnungen verschiedener Art; so z. B. war es nur mit Hilfe von einwandfrei festgestellten statistischen Werten möglich, die Auswirkung von Betriebs- und Werkserweiterungen auf zukünftige Erzeugungsmengen zu berechnen. Außerdem ist gerade in einem neu in Betrieb gesetzten Werk eine statistische Veranschaulichung von zeitlichen Ausnutzungszahlen ein stiller Ansporn zu steter Verbesserung, denn nur da, wo man Mängel sieht, kann man letzten Endes zu Maßnahmen der Verbesserung greifen.

#### VI. Aufbau eines Lohn- und Prämiensystems.

Da vor Errichtung des Iscor-Werkes keine Schwereisenindustrie in Südafrika vorhanden war, war es notwendig, Grundlöhne für die einzelnen Arbeitergruppen zu schaffen. Hierbei kam als erschwerend hinzu, daß einerseits bestimmte Berufe (Mechaniker, Elektriker, Maurer) gesetzlich geregelte Stundenverdienste haben, die in ihrer Höhe ungefähr dem Grundlohn eines ersten hüttenmännischen Facharbeiters entsprechen, andererseits die Wahl zwischen billiger Eingeborenenarbeit und dem hochbezahlten europäischen Arbeiter erschwerend hinzu. Diesen Sonderverhältnissen mußte durch eine sorgfältige Abstufung der Grundlöhne Rechnung getragen werden, die nicht nur für das Iscor-Werk allein, sondern für die bestehenden sowie neu zu schaffenden industriellen Betriebe Südafrikas von ausschlaggebender Bedeutung sind.

Für diese Staffelung der Grundlöhne — die für jede Arbeitergruppe einen Mindest- und Höchstgrundlohn festsetzte — schaffte die Betriebswirtschaftsstelle die notwendigen Unterlagen und nahm an deren Festlegung tätigen Anteil. Die wichtigere Arbeit lag jedoch in der Festlegung von Erzeugungsprämien. Nachdem das Werk nahezu ein Jahr in Betrieb war, wurde mit der Ausarbeitung von Erzeugungsprämien begonnen und diese in rascher Aufeinanderfolge in fast allen Betrieben des Werkes eingeführt. Diese Erzeugungsprämie hatte zweierlei Aufgaben zu erfüllen:

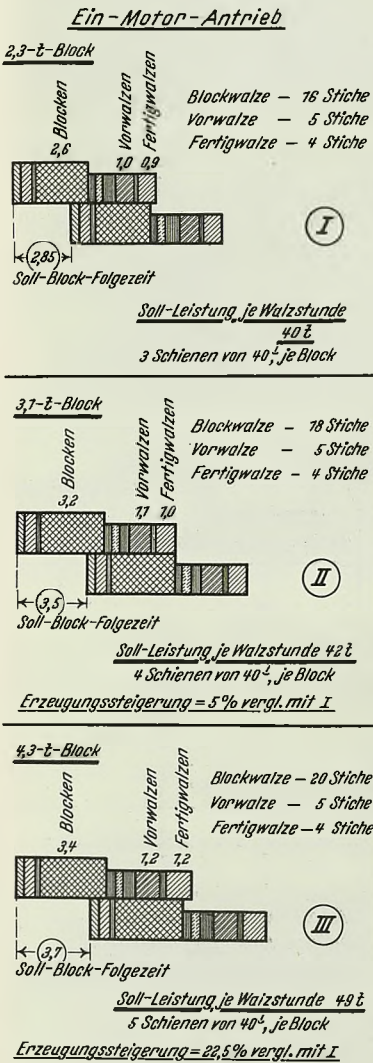


Abbildung 2. Auswirkung von Blockgewicht und Antrieb auf die Erzeugung von 43,5-kg-Schienen.

betrieben nach Erzeugungsstatistik und Zeitstatistik. Die erste gibt nach Möglichkeit alle Erzeugungszahlen, bezogen auf Maßeinheiten, an, die die Belastung (Lastgrad  $\varphi$ ) des Betriebes veranschaulichen; ein Beispiel, wie sich die Bezugsrechnung — fußend auf Zeitstudien — auswirken kann. Darüber hinaus enthält diese Statistik Angaben über das Ausbringen, und zwar in Betrieben, wo dies angezeigt ist (Walzwerke, unterteilt nach verschiedenen Abschnitten der Erzeugung, Abbrand, Straßenausbringen, Zurichtereiausbringen).

Aufgabe der Zeitstatistik ist es, eine möglichst klare Gliederung der zeitlichen Ausnutzung (Zeitgrad  $\beta$ , Beschäftigungsgrad) sowie der Störungszeiten eines Betriebes zu geben. Sie enthält daher eine klare Herausstellung der tatsächlichen Betriebszeit sowie eine Aufteilung von

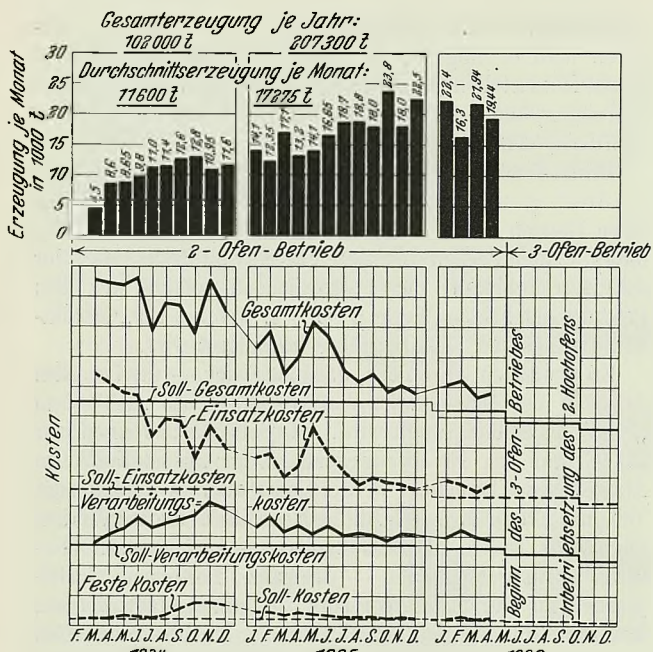


Abbildung 3. Gesteungskosten je t Rohstahl seit Inbetriebsetzung.

1. einen Anreiz zur Steigerung der Erzeugung zu geben und damit den wichtigsten Weg zur Kostensenkung zu weisen;
2. einen Ausgleich im Einkommen zwischen hüttenmännischem Facharbeiter und den örtlichen Verhältnissen entsprechend hochbezahlten Instandsetzungsarbeitern zu schaffen.

Obwohl von manchen Betrieben, die im ersten Jahre die vorberechnete Leistung nicht erreichen konnten, darauf gedrängt wurde, durch geldlichen Anreiz die Leistungen zu erhöhen, wurde mit der Ausarbeitung der Prämien so lange gewartet, bis die notwendigen Unterlagen durch betriebswirtschaftliche Studien vorhanden waren. Mit Zeitstudien und der darauf begründeten Bezugsrechnung war es möglich, bei der Ausarbeitung der Prämienysteme nicht nur die bei der Errichtung der Betriebe geplante Leistung zu berücksichtigen, sondern auch die größte überhaupt mögliche Erzeugungssteigerung im voraus zu berechnen.

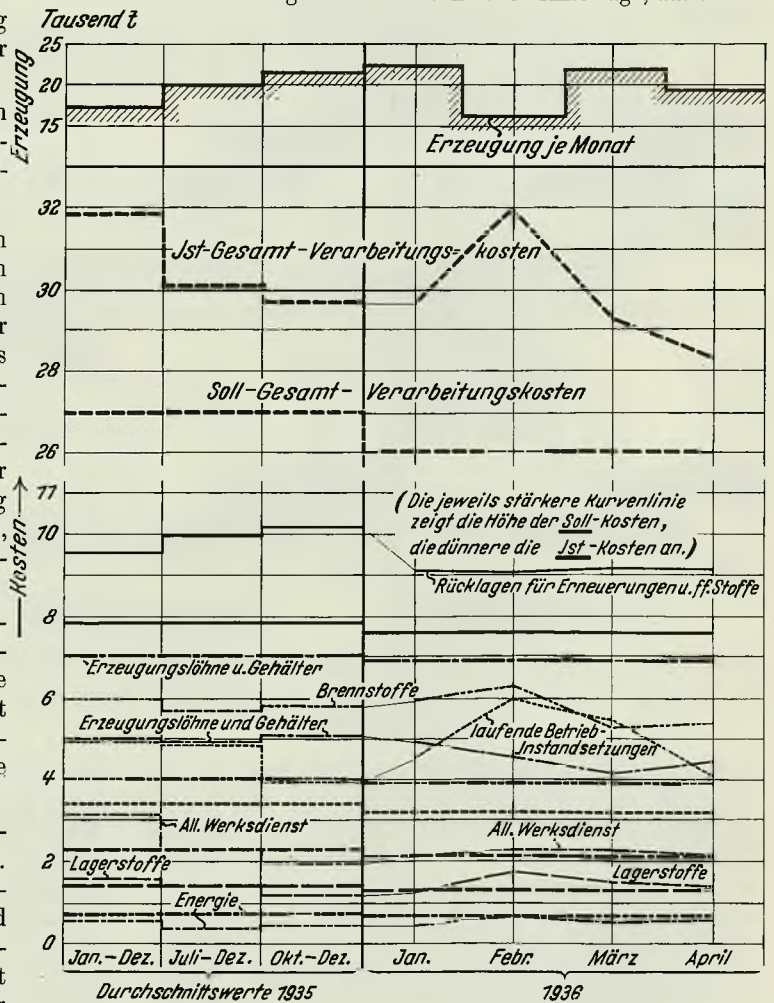
Die Prämienraten wurden demnach je Bezugseinheit (Bezugstonne, Bezugsstück, Bezugslänge usw.) berechnet, und zwar für alle Betriebe (Kokerei, Hochofen, Stahlwerk, Walzwerke mit Zurichtereien) nach genau den gleichen Gesichtspunkten. Die Festlegung der Prämienätze je Bezugseinheit hat folgende Vorteile:

1. Sie schafft einen Ausgleich zwischen sogenannten „guten“ und „schlechten“ Sorten. Damit wird der sonst vielfach an der Tagesordnung stehende Kampf wegen „guter“ und „schlechter“ Akkorde vermieden, wie es ja überhaupt vom Gesichtspunkt der Betriebswirtschaft aus weder gute noch schlechte, sondern einzig und allein nur „richtige“ Akkorde geben darf. Wird der Arbeiter erst mit dem Rechnen in Bezugseinheiten bekannt und gewinnt er Vertrauen zu der Zeitstudie, dann schafft ein auf Bezugseinheiten aufgebautes Prämienystem eine weitaus bessere Grundlage als die sonst üblichen Tonnenraten.

2. Ein auf Bezugseinheiten aufgebautes Prämienystem erfordert lediglich die Festsetzung der nach irgendeiner Kurve ansteigenden Prämie je Bezugstonne; es entfällt somit die Unterteilung des Erzeugungsprogramms nach Sorten oder Klassen, in welchem Falle jede Sorte oder Klasse einen eigenen Prämienatz haben müßte.

3. Außerdem besteht der wesentliche Vorteil, daß bei Änderungen der Anlagen technischer Art oder bei Änderungen des Verfahrens die Prämienätze unverändert fortbestehen können; es sind dann lediglich die Bezugsfaktoren, die zur Errechnung der Bezugseinheiten dienen, durch Zeitstudien neu festzulegen. Dies ist aber nicht nur für das Prämienystem notwendig, sondern auch für die anderen bereits erwähnten Verwendungsgebiete der Bezugsrechnung, nämlich die Betriebsüberwachung und die Sortenkalkulation.

Der Aufbau der Prämienysteme für das ganze Werk verursachte eine monatelange sorgfältige Arbeit. Obwohl einer gleichzeitigen Einführung von Prämienystemen in nahezu allen Betrieben — also ohne die Ergebnisse in dem einen oder anderen Betriebe abwarten zu können — gewisse Bedenken gegenüberstanden, blieben auf Grund der sorgfältig vorbereiteten Unterlagen unangenehme Auswirkungen — sowohl was das Werk als auch die Belegschaft anbetriift — aus. Die Belegschaften wurden durch Anschläge, aus denen



Durchschnittswerte 1935  
Abbildung 4. Entwicklung der Verarbeitungskosten je t Rohstahl. 1936

die Errechnung der Prämienraten sowie der kurvenmäßige Verlauf hervorging, genau unterrichtet. Ebenso wurden Zusatzbestimmungen, die sich im Laufe der Zeit als notwendig erwiesen, jeweils in genauer Darstellung der Belegschaft bekanntgegeben. Diese Zusätze wurden in manchen

Betrieben dadurch erforderlich, daß die Grundlagen, auf denen die Prämiensysteme errichtet wurden, aus betrieblichen Gründen verlassen wurden — sei es durch Ueberschreiten der als Grundlage angenommenen durchschnittlichen 26 Arbeitstage, oder Einführung zweiter Schichten, oder Einschaltung weiterer Betriebsanlagen (Uebergang vom Zwei- zum Dreiofenbetrieb im Stahlwerk usw.).

Aenderungen von Verfahren, Einführung schwererer Blockgewichte sowie Aenderung in den Anlagen (Einbau eines zweiten Walzenzugmotors in der Grobstraße) konnten in einfacher Weise mit Zeitstudien durch Aenderung der Bezugsfaktoren für die einzelnen Profile und Abmessungen berücksichtigt werden. Diese abgeänderten Faktoren wurden jeweils auf Grund der Berechnungen der Betriebswirtschaftsstelle und nach Genehmigung durch die Werksleitung in im Betriebe ausgehängten Tafeln der Belegschaft zur Kenntnis gebracht.

Obwohl mit der Erreichung von Bestleistungen ein hoher Verdienstanreiz verbunden war, zeigte sich der Erfolg in einer mit der Erzeugungssteigerung verbundenen erheblichen Kostensenkung.

#### VII. Sonstige betriebswirtschaftliche Arbeiten.

Mit der bisherigen Aufzählung ist das Arbeitsgebiet der Betriebswirtschaftsstelle nicht erschöpft. Sonderarbeiten auf den verschiedensten Gebieten sind in zahlreichen Berichten an die Werksleitung niedergelegt worden.

So wurde z. B. bei der Uebernahme von Anlagen (Walzwerke) die Betriebswirtschaftsstelle herangezogen, um durch unparteiisch durchgeführte Untersuchungen die von den Lieferfirmen gegebenen Gewährleistungszahlen zu überprüfen.

Sonderuntersuchungen, die von der Kostenabteilung oder, wo es sich um Aufteilung von Kosten zwischen zwei oder mehreren Betrieben handelte, von den Betrieben selbst angefordert wurden, waren dazu bestimmt, einen richtigen Schlüssel für eine gerechte Verteilung dieser Kosten zu finden. Engste Querschnitte waren festzustellen und nach Wegen ihrer Beseitigung zu suchen.

Auf Verlangen der kaufmännischen Leitung waren die voraussichtlichen Kosten von Erzeugnissen vorzuberechnen, deren Fertigung ins Auge gefaßt wurde; die klare Untergliederung sowie das Vorhandensein sonstiger betriebswirtschaftlichen Unterlagen machten derartige Vorberechnungen in kürzester Zeit und mit größter Annäherung möglich. Berechnungen über die Auswirkung eines Umbaus von Anlagen (Bau einer gesonderten Blockstraße, eines kontinuierlichen Stoßofens in der Grobstraße usw.) für eine Erhöhung der Walzwerksleistung waren durchzuführen.

Völlige Aenderungen in Verfahren (Walzen von Feinblechen aus Sturzblechen statt aus Platinen) wurden wegen ihrer Auswirkung auf die Kosten des Enderzeugnisses sowie nach der Berechtigung des Baues neuer Anlagen (Mittelblechwalzwerk) und auf den Umbau bestehender Anlagen (Feinblechwalzwerk) hin untersucht.

Genaue Zergliederungen des Belegschaftsstandes der einzelnen Betriebe sollten überflüssige Leute und die Möglichkeit der Verschiebung von Belegschaften von einem zum anderen Betriebe im Bedarfsfalle aufzeigen.

Durch genaue Zergliederung wurden die Kosten je Stunde verschiedener Betriebsabschnitte (Erzeu-

gungsstunde, Störungsstunde, Stillstandsstunde) in den einzelnen Betrieben erfaßt und bildeten die Grundlage zu Wirtschaftlichkeitsberechnungen aller Art. So konnte auf Grund dieser Untersuchungen klar ersichtlich gemacht werden, welche Stellen des Werkes bei Strom- oder Gas-mangel vor allem für eine Stilllegung in Frage kamen, um den Ausfall an Kosten möglichst gering zu halten.

#### VIII. Schluß.

Der Begriff des Betriebswirtschaftsingenieurs ist erst wenige Jahre alt und in vielen Werken, ja sogar in manchen Ländern der eisenerzeugenden Industrie noch unbekannt. An vielen Stellen herrschen über ihn und über sein Tätigkeitsbereich noch verschwommene Ansichten; dies hat seinen Grund darin, daß sein Arbeiten häufig noch nicht in geordnete Bahnen gelenkt, sein Arbeitsfeld nicht klar umrissen ist. Trotzdem hat sich die Betriebswirtschaft heute schon ein reiches Arbeitsgebiet erworben und ihre Daseinsberechtigung in Werken, in die sie nachträglich eingepflanzt wurde, bewiesen. Grundvoraussetzung für ein gedeihliches Arbeiten einer Betriebswirtschaftsstelle ist eine verständnisvolle Einstellung der Werksleitung gegenüber neuzeitlicher Betriebsführung; weitere Voraussetzung für die Ausführung fruchtbarer Arbeit ist das wiederholt betonte gute Einvernehmen zwischen Betrieb und Betriebswirtschaftsstelle, Dinge, die über das Fachliche hinaus ins Persönliche reichen.

Die Betriebswirtschaftsstelle der Iscor war in der glücklichen Lage, in der Werksleitung ihren eifrigsten Förderer und bei den Betrieben verständnisvolle Zusammenarbeit zu finden. Diesem Umstand verdankt sie wohl vor allem die Tatsache, daß in den ersten Jahren des Aufbaues des neuen Werkes fruchtbare Arbeit geleistet werden konnte. Es ist die Ansicht berufener Stellen, daß ohne Vorhandensein einer zentralen Stelle, die — frei von den vielen täglichen Sorgen des Betriebsmannes — sich mit ganzer Kraft der Lösung der geschilderten Aufgaben, die die Belange des Werks ganzen vertreten und deren Lösung das Wahre einheitlicher Gesichtspunkte verlangt, die geleistete Arbeit nicht oder zumindest nicht in der Kürze der Zeit hätte vollbracht werden können.

#### Zusammenfassung.

Vor der Inbetriebsetzung des neuen Eisen- und Stahlwerkes der Südafrikanischen Union in Pretoria im Jahre 1934 wurde eine Abteilung für Betriebswirtschaft geschaffen, die bei der Organisation und der Inbetriebsetzung des Werkes die auf sie entfallende Arbeit übernahm. Ihre Aufgabe war es, die für die Organisation des Werkes notwendigen Arbeiten nach einheitlichen Gesichtspunkten durchzuführen, den Aufbau des Selbstkostenwesens nach neuesten technisch-kaufmännischen Grundzätzen vorzunehmen sowie nach der Inbetriebsetzung alle betriebswirtschaftlichen Arbeiten zu leisten, die geeignet waren, die Wirtschaftlichkeit des Werkes zu erreichen und zu verbessern.

Eingliederung dieser Betriebswirtschaftsstelle in die Werksorganisation, ihr innerer Aufbau und die in den ersten drei Jahren der Tätigkeit geleistete Arbeit werden beschrieben. Die Darlegungen zeigten die Berechtigung für die Anwendung betriebswirtschaftlichen Geistes sowie die daraus wachsende Tätigkeit und Erfolge in einem neu erstandenen Hüttenwerke.

