

STAHL UND EISEN.

ZEITSCHRIFT

FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN.

Nr. 30.

24. Juli 1907.

27. Jahrgang.

Taylor's Untersuchungen über rationelle Dreharbeit.

Von Professor A. Wallichs und Dr. ing. O. Petersen.

(Schluß von Seite 1066.)

Schleifwinkel der Drehstähle. Man entnehme die Bezeichnungen aus Abbildung 16. Da die obere Anschleiffläche nach zwei Richtungen geneigt ist, haben wir mit einem mittleren Schneid- und Schleifwinkel zu rechnen. Taylor verwendet für alle Normalstähle die gleichen Ansatz- und Hinterschleifwinkel, während der Seitenschleifwinkel je nach der Qualität des Materials zwei verschiedene Größen bekommt; er fand unter Berücksichtigung aller Umstände folgende Größen:

	Mittleres und welches Material	Hartes Material und Gußeisen
Ansatzwinkel	6°	6°
Hinterschleifwinkel	8°	8°
Seitenschleifwinkel	22°	14°
Schneidwinkel	61°	68°

Bei Hartguß sollte ein Schneidwinkel von nicht unter 86° angewendet werden. Das steilere Schleifen nach der Seite als nach hinten begründet Taylor wie folgt:

1. Ein starker Hinterschliff schwächt den Stahl bei häufigem Anschleifen.
2. Die auf Umkippen gerichtete Wirkung des Schnittdruckes wird durch den steilen Seitenschleifwinkel derart ausgeglichen, daß der resultierende Druck mehr auf die Mitte der Auflagefläche gerichtet ist (siehe Abbildung 19).
3. Die Vorschubkraft wird geringer.

Bei Gußeisen und hartem Stahl tritt beim Schneiden ein kürzeres Abbrückeln des Materials ein, so daß die Schneidkante mehr belastet wird. Um ein Abbrechen der Schneidkante zu verhindern, muß der Schneidwinkel stumpfer und damit der Seitenschleifwinkel kleiner gehalten werden. In Werkstätten, wo die Stähle von den Arbeitern selbst angeschliffen werden, soll der Ansatzwinkel nicht unter 9° bis 12° genommen werden, da sonst zu leicht ein geringerer Winkel als 6° geschliffen wird, was den Stahl an der vorderen Fläche sehr bald zerstören würde. Automatische Schleifmaschinen, die stets von

dem gleichen Arbeiter bedient werden, sollten auch in Werkstätten von mittlerer Größe nicht fehlen.

Schmiedern und Schleifen der Stähle. Von beachtenswerter Wichtigkeit für alle Drehstahlverbraucher, in welchem Lande es auch sei, sind die Normen, welche Taylor für den Querschnitt des Stahlkörpers und die Form des Schneidkopfes angibt. Die bisher gebräuchliche Art des einfachen Zuspitzens und Anschleifens der Stähle, so daß der Hinterschliff sehr bald in den Stahlkörper einschneidet, ist im höchsten Grade unwirtschaftlich, weil sie wegen der Schwächung des Stahles nur eine geringe Anzahl von Nachschliffen erlaubt und somit ein häufigeres Anschmieden erfordert. Da Schmieden teurer als Schleifen ist, so muß die Form des Kopfes so ausgebildet werden, daß ein häufiges Anschleifen möglich gemacht wird. Der Stahl soll daher kräftig nach oben gebogen werden, wie die Abbildungen 10 bis 15 zeigen. Sehr genaue Einzelheiten über die Vornahme des Schmiedens, des Anwärmens und der Vorkerhungen, um Risse zu vermeiden, werden dann noch angeführt, die wegen des beschränkten Raumes hier nicht wiedergegeben werden können.

Die Konstruktion der schweren Drehbänke sollte allgemein so geändert werden, daß die Grundfläche des Stichelhauses tiefer unter die Mittellinie der Bank zu liegen kommt, um die Anwendung der hohen Schneidköpfe zu ermöglichen.

Die in Abbildung 19 dargestellte seitliche Verkrüpfung des Stahles ist bei allen Normalstählen Taylors angewendet, damit das Bestreben der resultierenden Kraft auf Umkippen des Stahles aufgehoben wird und die Resultierende in die Mitte der Auflagefläche fällt. Alle Stahlkörper oder Stangen erhalten nicht quadratischen Querschnitt, sondern in der Höhe größere Abmessung als in der Breite, damit der abbiegenden Wirkung der aus Schnittdruck und Seitenschub resultierenden Kraft besser entgegengewirkt wird.

Die meisten Versuche sind mit dem Querschnitt $1\frac{3}{8}'' \times \frac{1}{8}''$ ausgeführt.

Schnittdruck des Spanes auf den Stahl. Die Ausdehnung der Versuche auf diesen Gegenstand ist vom Verfasser auf ein sehr geringes Maß beschränkt worden, da bald erkannt wurde, daß eine exakte Beziehung zwischen dem Schnittdruck und der zu erreichenden Schnittgeschwindigkeit

gefunden, daß der Schnittdruck bei hoher und bei niedriger Schnittgeschwindigkeit annähernd konstant bleibt.

Wasserkühlung durch einen reichlichen Wasserstrahl. Die Anwendung eines reichlichen Wasserstrahles zur Kühlung, der direkt auf den Ort trifft, wo der Stahl den Span abtrennt, hat nach den Versuchen Taylors eine wesentliche Erhöhung der Leistung ermöglicht. Bei weichem Stahl ließ sich eine Schnittgeschwindigkeitserhöhung von 40 %, bei Gußeisen eine solche von 16 % erreichen. Die letztere Tatsache wird auch bei uns sehr überraschen, da man hier fest an den Grundsatz „Gußeisen ohne Wasser schneiden“ geglaubt hat. Während Taylor schon seit 1883 von der günstigen Wirkung des Wasserstrahles bei Stahl und Schmiedeeisen Gebrauch macht und mehrere Werkstätten schon seit langen Jahren ausgedehnte Anwendung dieses Mittels betreiben, datiert die Entdeckung der Leistungserhöhung bei Gußeisen durch Kühlwasser erst aus dem vorigen Jahre. Die hier zutreffenden Resultate sind in Tabelle 21 zusammengestellt.

Der Nutzen der Kühlung ist naturgemäß beim Schnelldrehstahl am größten, nämlich im Durchschnitt 40 %, während beim gewöhnlichen Tiegelgußstahl nur 25 % zu erreichen sind. Die Kühlung muß intensiv sein, d. h. etwa 12 Liter Wasser f. d. Minute sind für die größten Stähle erforderlich, auch ist es wichtig, daß der Wasserstrahl genau auf die Stelle gerichtet wird, wo der Stahl den Span löst (siehe Abbildung 22).

Eine Nutzbarmachung dieses Vorteils in unseren Werkstätten wird sich für diejenigen Betriebe lohnen, die stets eine Anzahl Bänke „schruppen“ lassen (Lokomotivfabriken, Kanonenwerksstätten, Werkstätten für schwere Schmiedestücke), doch muß natürlich durch geeignete Behälter und ein Rohrsystem dafür gesorgt werden, daß das Wasser immer wieder verwendet wird. Die Rostfähigkeit wird durch Uebersättigung mit Soda behoben.

Es mag noch hervorgehoben werden, daß Taylor mit seinem allerneuesten Schnelldrehstahl beim Schneiden von sehr hartem Material wieder einen Rückgang des Gewinnes aus der Wasserkühlung auf 15 % festgestellt hat. Es sind also die Versuche für den allerneuesten Stahl (1906) in dieser Richtung noch nicht beendet.

Wie lange soll ein Stahl bis zum Wiederanschleifen unter Schnitt bleiben? Diese Frage bedurfte einer gründlichen Untersuchung und konnte nicht für alle Verhältnisse gleichmäßig beantwortet werden. Allgemein ist zu sagen, daß eine um so höhere Schnittgeschwindigkeit erreicht werden kann, je schärfer die Schneidkante gehalten wird; doch sind andererseits mit dem häufigen Wiederanschleifen Kosten durch Unterbrechung beim Auswechseln, Schwierigkeiten der genauen Wieder-

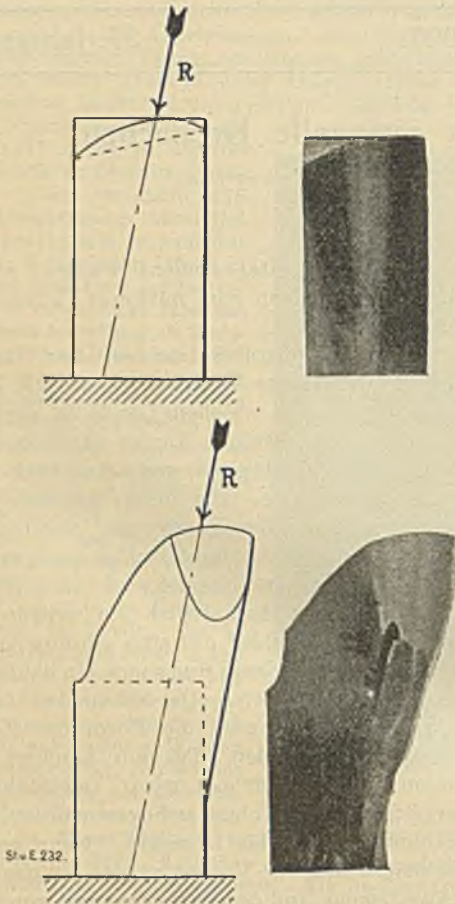


Abbildung 19.

Unteres Bild zeigt die von Taylor angewandte seitliche Verkrüpfung der Nase des Drehstahles, gegenüber der sonst angewandten Form (oberes Bild).

keit, also dem Problem der Leistungserhöhung, nicht existiert. Immerhin ist die Frage der auftretenden Kraft für die Werkzeugmaschinenfabrikanten doch von Wichtigkeit, und ich füge deshalb die Uebersicht (Tabelle 20) hier ein, die zugleich die von Dr. Fischer* in Hannover im Jahre 1897 und von Dr. Nicolson in Manchester 1904 gewonnenen Ergebnisse mitenthält. Die Ergebnisse der Taylorschen Versuche stimmen mit denen Fischers ziemlich überein, während die von Dr. Nicolson abweichen. Taylor

* „Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure“ 1897 Nr. 18 Seite 504.

einstellung usw. verbunden, die auf nicht so häufiges Auswechselln hinweisen. Taylor gibt die obere Grenze mit 1 1/2 Stunden und die untere mit 20 Minuten Schnittdauer an und stellt eine Berechnung auf, daß unter ganz bestimmten Annahmen über die Zeit des Zurichtens und Wiederanschleifens die Menge des zerspannten Materials für den Fall ein Maximum wird, daß die nutzbare Zeit des Schneidens das Siebenfache beträgt von der nicht nutzbaren Zeit für Herausnehmen, Wiederanschleifen usw.

Ein interessanter Vergleich wurde gemacht über die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit bei Verkürzung der Schnittdauer und umgekehrt, dessen mittlere Ergebnisse nachstehend zusammengestellt sind. Es wurden folgende Verhältnisse zugrunde gelegt:

Vorschub 1,6 mm

Schnitttiefe 4,8 mm

Material des Arbeitsstückes:

Zugfestigkeit 3500 kg

Dehnung 29 %

Die Schnittgeschwindigkeit änderte sich wie folgt:

Schnittdauer . . . 10 Min. 20 Min. 40 Min. 80 Min.

Erreichte Schnittgeschwindigkeit	m/Min.			
	20,3	18,8	17,2	15,8

Hieraus ergibt sich folgende praktische Regel:

Wenn die Geschwindigkeit bekannt ist so findet man die Schnittgeschwindigkeit für eine Schnittdauer von: durch Multiplikation mit:

20 Minuten	40 Minuten	0,92
40 "	80 "	0,92
20 "	80 "	0,84
40 "	20 "	1,09
80 "	40 "	1,09
80 "	20 "	1,19

Tabelle 21. Einfluß des Kühlwassers auf die Schnittgeschwindigkeit.

Stahlart	Harter Stahl 5000 kg Festigkeit			Mittelharter Stahl 3500 kg Festigkeit			Extraharter Stahl 5700 kg Festigkeit			Hartes Gußeisen		
	Schnittgeschwindigkeit m. f. d. min.			Schnittgeschwindigkeit m. f. d. min.			Schnittgeschwindigkeit m. f. d. min.			Schnittgeschwindigkeit m. f. d. min.		
	Trocken	Wasserkühlung	Gewinn %	Trocken	Wasserkühlung	Gewinn %	Trocken	Wasserkühlung	Gewinn %	Trocken	Wasserkühlung	Gewinn %
Schnelldrehstahl . .	4,9	6,73	41	18,3	25,3	39	—	—	—	14,3	16,6	16
Naturharter Stahl .	—	—	—	—	—	—	5,81	7,65	32	—	—	—
Aelt. Tiogelgußstahl	—	—	—	—	—	—	4,7	5,9	25	—	—	—

Tabelle 20. Uebersicht der Versuche über den Schnittdruck.

	Schnittdruck des Spanes auf den Stahl in kg f. d. gem des Spanes			Vorschubkraft % des Schnittdruckes	Horizontaldruck in Richtung des Stabes	Einfluß des Schnittdruckes auf die Schnittgeschwindigkeit
	Gußeisen	Schmiedeeisen	Stahl			
Versuche von Nicolson, Manchester	7500 bis 13200		17000 bis 23600	20%	18 bis 78% vom Schnittdruck	Schnittdruck vermindert sich wenig mit Zunahme der Schnittgeschwindigkeit.
Versuche von Fischer, Hannover	7000 bis 12000	11000 bis 17000	16000 bis 24000	= dem Schnittdruck		
Amerikanische Versuche (Taylor und Mitarbeiter)	5000 bis 14000		17000 bis 21000	= dem Schnittdruck		Keine bemerkbare Veränderung selbst bei Verdopplung der Schnittgeschwindigkeit. Bei höherer Schnittgeschwindigkeit wird weniger Kraft f. d. Kilogramm Späne verbraucht als bei niedriger Schnittgeschwindigkeit.

Einfluß des Vorschubes und der Schnitttiefe auf die Schnittgeschwindigkeit. Im allgemeinen haben die Versuche das Ergebnis gehabt, daß die höchste Leistung d. h. die Erzielung der größten Gewichtsmenge an Spänen in der Zeiteinheit durch großen Vorschub und dementsprechend geringere Schnittgeschwindigkeit erreicht wird. Werden z. B. bei einer Schnitttiefe von 4,8 mm und einem Vorschub von 0,4 mm in einer Stunde 50 kg Späne erzeugt, so lassen sich unter denselben Verhältnissen und bei Anwendung des gleichen Drehstahles und entsprechend geringerer Schnittgeschwindigkeit 125 kg erreichen, wenn der Vorschub auf 3,2 mm, also um das Achtfache für die Umdrehung gesteigert wird.

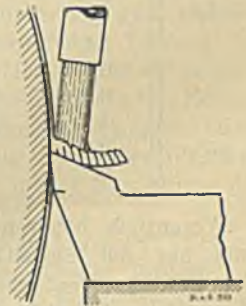


Abbildung 22.

Sachgemäße Anordnung des Wasserstrahles zur Kühlung des Stahles.

Tabelle 23.

Praktische Schnittgeschwindigkeiten
für besten Schnelldrehstahl auf Stahl
arbeitend
für den $\frac{3}{4}$ " Normalstahl.
Die Arbeitszeit für den Stahl beträgt $1\frac{1}{2}$ Stunden
bis zum Wiederanschleifen.

Schnittiefe in mm	Vorschub in mm	Schnittgeschwindigkeit in m/Min. für		
		weichen Stahl	mittelharten Stahl	harten Stahl
2,4	0,4	145	73	33
	0,8	99	49	22
	1,6	68	34	15
	2,4	54	27	12
3,2	0,4	128	64	29
	0,8	87	44	20
	1,6	60	30	13
	2,4	48	24	11
4,8	3,2	41	20	9
	0,4	107	54	24
	0,8	73	37	17
	1,6	50	25	11
6,3	2,4	40	20	9
	3,2	34	17	8
	0,4	95	47	21,5
	0,8	65	32	15
9,5	1,6	44	22	10
	2,4	35	18	8
	0,4	81	40	18,5
	0,8	55	28	12,5
12,7	1,6	37	19	8,5
	0,4	72	36	16,5
	0,8	49	25	11

Wesentlich höheren Einfluß als die Schnitttiefe hat die Spanstärke auf die Leistung; während eine dreifache Verringerung der Spanstärke die praktisch erreichbare Schnittgeschwindigkeit im Verhältnis von 1:1,8 wachsen läßt, beträgt das gleiche Verhältnis bei dreifach verringertter Schnitttiefe nur 1:1,27. Diese Zahlen bestätigen auch die eben aufgestellte Norm über den Einfluß der Größe des Vorschubes auf die erreichbare Leistung.

Bei dem allerneuesten Schnelldrehstahl tritt auch für hartes Material die gleiche Verringerung der Schnittgeschwindigkeit bei Erhöhung der Spanstärke wie für weiches Material ein; während bei dem bisherigen Schnelldrehstahl eine wesentlich größere Schnittgeschwindigkeitsabnahme eintrat. Für den praktischen Gebrauch hat Taylor Tabellen über die Wahl der Schnittgeschwindigkeit usw. aufgestellt, von denen ich einen Teil in Tabelle 23 und 24 auf metrisches Maß umgerechnet wiedergebe. Alle Schnittgeschwindigkeiten sind für eine Schnittdauer von $1\frac{1}{2}$ Stunden und für die verschiedenen Materialien des Arbeitsstückes getrennt angegeben. Die Tabellen sind nach der Größe der Stähle geordnet. Von den 6 Sorten sei die für $\frac{3}{4}$ " Dicke herausgegriffen.

Werkzeugstahl und dessen Behandlung. Taylor gibt mit Benutzung der Ver-

Tabelle 24.

Praktische Schnittgeschwindigkeitstabelle
für besten Schnelldrehstahl auf Gußeisen
arbeitend
für den $\frac{3}{4}$ " Normalstahl.
Die Arbeitszeit für den Stahl beträgt $1\frac{1}{2}$ Stunden
bis zum Wiederanschleifen.

Schnittiefe in mm	Vorschub in mm	Schnittgeschwindigkeit in m/Min. für		
		weichen Stahl	mittelharten Stahl	harten Stahl
2,4	0,4	67	34	19,5
	0,8	51	26	15
	1,6	37	18,5	11
	2,4	30	15	9
	3,2	26	13	7,5
3,2	4,8	21	10,5	6,5
	0,4	62	31	18
	0,8	48	24	14
	1,6	34	17	10
	2,4	28	14	8
4,8	3,2	24	12	7
	4,8	19,5	10	5,5
	0,4	54	27	16
	0,8	42	21	12
	1,6	30	15	9
6,3	2,4	25	12,5	7
	3,2	21	10,5	6,5
	4,8	17,5	8,5	5
	0,4	50	25	14,5
	0,8	38	19	11
9,5	1,6	28	14	8
	2,4	23	11,5	6,5
	3,2	19,5	10	5,5
	4,8	16	8	4,5
	0,4	44	22	13
12,7	0,8	34	17	10
	1,6	24	12	7
	2,4	20	10	6
	3,2	17	8,5	5
	4,8	14	7	4
12,7	0,4	41	21	12
	0,8	32	16	9,5
	1,6	23	11,5	6,5
	2,4	18,5	9,5	5,5
	3,2	13	6,5	4

öffentlichung von J. M. Gledhill* einen ausführlichen geschichtlichen Rückblick über die Entwicklung des Werkzeugstahles und stellt am Schlusse dieser eine Einteilung in folgende vier charakteristische Zeitabschnitte auf:

1. Periode des gewöhnlichen Tiegelgußstahles;
2. " " naturharten Stahles;
3. " " Schnelldrehstahles;
4. " " neuesten Schnelldrehstahles.

Die beiden letzten Abschnitte hätte Taylor wohl besser in einen vereinigt, denn die Anwendung in den Eigenschaften für die Anwendung ist bei der neuesten Erfindung keineswegs so gewaltig wie zwischen den Eigenschaften der früheren Perioden.

* „Journal of the Iron and Steel Institute“, Oktober 1904.

Die mittleren Analyseergebnisse sind in der Tabelle 25 zusammengestellt:

Tabelle 25. Chemische Zusammensetzung verschiedener Stahlsorten.

Marke des Stahles	Wolfram %	Chrom %	Kohlenstoff %	Mangan %	Vanadium %	Silizium %	Phosphor %	Schwefel %	Schnittgeschwindigkeit bei mittelweichem Stahl m l. d. Minute
Jessop	—	0,207	1,047	0,189	—	0,206	0,017	0,017	4,88
Mushet, naturhart . .	5,441	0,398	0,15	0,578	—	1,044	—	—	7,92
Taylor-White, original	8,00	7,80	1,85	0,90	—	0,15	0,025	0,030	17,7 bis 18,6
Neuester Schnelldrehstahl 1906	18,91	5,47	0,67	0,11	0,29	0,043	—	—	30,2

Die in der letzten Rubrik für den neuesten Stahl von 1906 angegebene hohe Schnittgeschwindigkeit von 30,2 m f. d. Minute ist nur gültig für einen ganz weichen Stahl (0,34 % Kohlenstoff), und insofern ist die Zahl kein vollgültiger Vergleichswert. In chemischer Beziehung lassen sich die vier Perioden kurz, wie folgt, charakterisieren: Im ersten Abschnitt (gewöhnlicher Tiegelgußstahl) enthielt der Werkzeugstahl zwischen $\frac{3}{4}$ und $1\frac{1}{2}$ % Kohlenstoff und in geringer Menge Mangan und Silizium. Die naturharten Stähle enthielten 4 bis 11 % Wolfram, $1\frac{1}{2}$ bis 3 % Mangan und etwa $1\frac{1}{4}$ bis $2\frac{1}{4}$ % Kohlenstoff. Anstatt Mangan oder als Zusatz zu diesem wurde auch Chrom von 0,3 bis 3 % verwendet. Die Schnelldrehstähle sind durch den Gehalt von 0,5 % oder in weiten Grenzen mehr Chrom und 1 % oder in weiten Grenzen mehr Wolfram nebst Kohlenstoff von 0,5 bis $1\frac{1}{2}$ % charakterisiert. Mangan, Silizium und andere Beimengungen sind in geringen Mengen nur wegen der besseren Schmelzbarkeit zugesetzt. Als Ersatz von Wolfram ist auch Molybdän verwendet worden. Ein geringer Zusatz von Vanadium ist dann das Merkmal des neuesten Schnelldrehstahles von 1906, dessen Zusammensetzung in der untersten Reihe obiger Tabelle angegeben ist.

Es folgt eine sehr in das einzelne gehende Beschreibung der Härtethoden sowohl der früheren Stahlsorten, als auch der neuesten, bezüglich derer auch auf die Originalschrift verwiesen werden muß. Es ist durchaus noch nicht allgemein bekannt, daß die Taylor-Whitesche Erfindung des Schnelldrehstahles keine chemischer Natur war, sondern in der ganz bestimmten Warmbehandlung oder Härtmethode schon bekannter Stahlsorten zwecks Erreichung der „Rotwarm-Härte“ ihren Inhalt hat. Diese Härtmethode wird ebenfalls vom Verfasser sehr genau beschrieben; es sei hier nur kurz wiederholt, daß langsame Erwärmung bis zur dunkelroten Hitze und dann rasche Erhitzung bis nahe an den Schmelzpunkt erfolgen soll, während die dann folgende Abkühlung unter Vermeidung auch nur kurzer Wiedererhitzung stattfinden muß. Der

ersten Härtebehandlung folgt eine zweite, die in einer Wiedererwärmung des Stahles auf etwa 650° und nachfolgender langsamer Abkühlung in der Luft besteht.

Taylor weist immer wieder darauf hin, daß nicht in der Marke des Stahles das Geheimnis des Erfolges zu suchen ist, sondern in der sorgfältigen Behandlung beim Härten und Anschleifen. Man wechsele nicht so häufig mit der Marke, von denen es eine ganze Anzahl mit ausgezeichneten Eigenschaften gibt, sondern entscheide sich nach gründlicher Prüfung für eine oder höchstens zwei Marken und suche dann über deren Eigenschaften beim Schmieden, Härten, Schleifen genaueste Kenntnis zu erlangen. Dann wird die für den Erfolg so außerordentlich wichtige Gleichförmigkeit in der Herstellung der Werkzeuge erreicht werden.

Die chemische Zusammensetzung des Werkzeugstahles. Taylor fordert von dem besten Werkzeugstahl für Schnelldrehzwecke acht ausgeprägte Eigenschaften; er gibt aber selbst zu, daß bis jetzt noch kein Stahl hergestellt werden konnte, der alle diese Eigenschaften zusammen in sich vereinigt. In einer vergleichenden Tabelle der chemischen Zusammensetzung aller Arten von Stahl gibt er die Analyse eines Materials, das allen seinen Forderungen bis auf zwei genügt hat. Die Mängel waren: der Stahl ließ sich schwer schmieden und er war in seinem Hauptteil nicht so zäh wie Werkzeuge, bei denen diese Partie angelassen bzw. teilweise angelassen war. Die Analyse dieses Stahles (Nr. 1 genannt), der bei den Taylorscheen Versuchen sich am besten bewährt hat, ist folgende:

Vanadium	0,32	Kohlenstoff	0,682
Wolfram	17,81	Mangan	0,07
Chrom	5,95	Silizium	0,049

Eine auffallende Erscheinung zeigt die schon oben erwähnte vergleichende Tabelle: Obwohl der vorstehend näher gekennzeichnete Stahl in jeder Beziehung besser ist als alle anderen aufgeführten, so sind die Differenzen in der Schnittgeschwindigkeit, die mit den verschiedenen Stählen erzielt werden konnten, verhältnismäßig geringe.

Die Verbraucher von Werkzeugstahl können daher, wenn sie eine der in der Tabelle angeführten Stahlsorten verwenden, nicht allzusehr fehlgehen. Ist einmal aber eine bestimmte Stahlmarke in der Werkstatt eingeführt, so rät Taylor auf das entschiedenste ab, einen Wechsel vorzunehmen oder zu gestatten, daß irgend eine andere Stahlsorte nebenher in demselben Betrieb in Benutzung genommen wird.

Eine weitere Tabelle gibt einen interessanten Ueberblick über das Verhältnis der chemischen Zusammensetzung zu der Schnittgeschwindigkeit. Bei den gewöhnlichen Tiegelgußstählen, deren mittlerer Kohlenstoffgehalt bei 1,006 % C liegt (der höchste Gehalt in den angegebenen Analysen beträgt 1,240 %, der niedrigste 0,681 %), zeigt es sich, daß die verschiedenen Marken nur geringe Unterschiede bezüglich der Schnittgeschwindigkeit aufweisen: sie schwankt für die gleiche Qualität des Arbeitsstückes nur um 6%. Bei den Analysen der nicht selbsthärtenden Stähle ist es interessant zu sehen, daß selbst bei Gegenwart von 7 % Chrom der Stahl durchaus nicht mehr selbsthärtend ist als ein gewöhnlicher Kohlenstoffstahl, weil nur ein sehr geringer Prozentsatz von Mangan (0,3 %) oder Chrom (0,078 %) nebenhergeht. In einem andern Falle erteilt ein Gehalt von 1,6 % Chrom allein keine selbsthärtenden Eigenschaften, der bei Anwesenheit von Wolfram oder Molybdän sicher ausgereicht hätte, um dem Material Selbsthärtung zu erteilen. Diese Analysen zeigen weiter, daß der Zusatz von nur 1,6 % Chrom in Verbindung mit 0,71 % Kohlenstoff und nur 0,10 % Mangan dem Stahl eine erheblich höhere Schnittgeschwindigkeit erteilt als die des gewöhnlichen Tiegelgußstahles.

Bei der Besprechung der naturharten Stahlsorten (Selbsthärtnen), die durch ausführliche Analysenreihen wieder näher illustriert werden, wird hervorgehoben, daß von fünf Stahlsorten zwei ihre Eigenschaft des Selbsthärtens einem relativ hohen Mangangehalt (1,90 bzw. 3,22 %) in Verbindung mit Wolfram (5,62 bzw. 7,57 %), und drei dieselbe einem hohen Chromgehalt (3,42 bzw. 1,46 bzw. 3,9 %) neben Wolfram (8,48 bzw. 6,83 %) oder Molybdän (4,58 %) verdanken.

Taylor veröffentlicht weiter eine ausführliche Tabelle von Analysen verschiedener Stahlsorten, die in der Zeit der Entdeckung und der Entwicklung des Taylor-Whiteschen Verfahrens benutzt und studiert worden sind. Die Stahlmarken sind in verschiedene Gruppen geteilt, um den Einfluß von Wolfram, Molybdän, Chrom, Kohlenstoff und Mangan auf die Schnittgeschwindigkeit zu zeigen, einmal bei der früheren gewöhnlichen Warmbehandlung und weiter bei der Behandlung nach dem neuen Verfahren Taylor-White: das Werkzeug nahe bis zum Schmelzpunkt zu er-

hitzen, es abzukühlen und es dann wieder auf etwa 635° C. zu erwärmen. Als erstes Resultat der in den Tabellen der Analysen und Schnittgeschwindigkeiten niedergelegten Angaben ergibt sich, daß der Gehalt an Wolfram sich zwischen 6,5 % und 8,75 % und der an Chrom sich zwischen 1,62 % und 3,94 % bewegen muß, um einen erstklassigen Stahl bei höchster Schnittgeschwindigkeit zu erzielen. Bezüglich des Kohlenstoffes beweisen die Versuche, daß zwischen den Grenzen von 0,858 % und 1,950 % soweit die Schnittgeschwindigkeit in Frage kommt, der Kohlenstoffgehalt schwanken darf. Geringer Mangangehalt macht den Stahl zäher und kräftiger in seinem Hauptteil, weniger leicht geneigt zu Brüchigkeit und Feuerrissen, und bewirkt bessere Schmiedbarkeit und leichteres Glühen. Aus allen diesen Gründen glaubt Taylor einen niedrigen Mangangehalt (0,07 bis 1,19 %) für allen Stahl empfehlen zu müssen, der nach seinem Verfahren behandelt werden soll. Er zieht ferner den Schluß, daß Chrom, und nicht Mangan, in Verbindung mit Wolfram der Bestandteil ist, der die neu entdeckte Eigenschaft der „Rotwarm-Härte“ verleiht. Taylor und White hatten in ihrer Patentschrift angegeben, daß Molybdän im Schnelldrehstahl Wolfram ersetzen kann, und daß ein Teil Molybdän ungefähr die gleiche Wirkung ausübe wie zwei Teile Wolfram. So erscheinen denn auch in der Analysenreihe bei sonst gleichen Leistungen Stähle mit 4 bis 4½ % Molybdän, die sonst mit ungefähr 8 % Wolfram hätten legiert sein müssen. Aber aus den beigefügten Bemerkungen gehen manche Mängel dieser Molybdänstähle hervor, deren Beschaffenheit als durchweg ungleichmäßig bezeichnet werden muß. Eine Erklärung für dieses Verhalten sucht Taylor darin, daß bei der Erhitzung der Molybdänstähle eine viel genauere Bestimmung des Grades der Erhitzung, erheblich unter dem Schmelzpunkt, notwendig zu sein scheint. Bei der Schwierigkeit, mit dem Auge diese genaue Temperatur zu bestimmen, ist die Unregelmäßigkeit des Verhaltens des Molybdänstahles einigermaßen erklärt. Bei den Wolfram-Chromstählen ist eine derartig genaue Bestimmung des Grades der Erhitzung nicht nötig, und darin liegt ein besonderer Vorteil dieses modernen Schnelldrehstahles.

Taylor und White empfehlen in ihrer Patentschrift als bestgeeignete Zusammensetzung eines Schnelldrehstahls Analysen die den in nachstehender Tabelle 26 unter Nr. 26 und 27 gegebenen entsprechen. Wie aus den Angaben zu ersehen ist, ergab Nr. 26 die höheren Schnittgeschwindigkeiten bei hartem Stahl und Gußeisen, während Nr. 27 diese bei der Bearbeitung weicheeren Materials besaß. So war also s. Zt. eine gut ausgerüstete Werkstatt gezwungen, zwei Stähle von verschiedener chemischer Zusammensetzung gleichzeitig zu führen.

Tabelle 26.

Nr.	Va	Mo	W	Cr	C	Mn	Si	Bei mittelhartem Schmiedestück		Sehr hartes Schmiedestück. Stahl nach T.-W.-Pr.	Hartes Gußstück. Stahl nach T.-W.-Prozeß	Bemerkungen
								Schnittgeschwindigkeit ohne Behandlg. nach T.-W.-Proz.	Schnittgeschwindigkeit nach Behandlg. nach T.-W.-Proz.			
26	—	—	8,00	3,80	1,85	0,30	0,15	m 8,3	m 17,7	m 9,3	m 13,1	erheblich schwerer zu schmieden als Nr. 27
27	—	—	8,50	2,00	1,85	0,15	0,15	9,5	18,6	5,8	11,9	leicht zu schmieden
1	0,32	—	17,81	5,95	0,682	0,07	0,049	—	30,9	12,7	15,9	läßt sich schwer schmieden bei Kirschrot-Hitze

Ein Vergleich mit dem unter Nr. 1 in derselben Tabelle aufgeführten Stahl, dem, wie oben schon erwähnt, am besten bei den Taylorschen Versuchen bewährten, zeigt, daß er bei allen Materialhärten größere Schnittgeschwindigkeiten aufweisen kann als irgend ein anderer Stahl. Es sind also in diesem Stahl alle wünschenswerten Eigenschaften vereinigt und es kann eine Werkstatt mit ihm als alleinigem „Normalstahl“ auskommen. Die Vorteile, die dieser neueste Schnelldrehstahl gegenüber seinen Vorgängern aufzuweisen hat, lassen sich etwa dahin zusammenfassen:

1. größere Gleichmäßigkeit, weil er weniger leicht zu beschädigen ist beim Schleifen und im täglichen Gebrauch;
2. es läßt sich mit ihm eine um 50 % höhere Schnittgeschwindigkeit erreichen;
3. er vereinigt gleichzeitig den höchsten Grad von „Rotwarm-Härte“ (siehe oben) und eine große Härte;
4. die Vereinigung der unter 3. genannten Eigenschaften läßt ihn gleichmäßig hohe Resultate erzielen beim Schneiden mit kleinem Vorschub bei hartem als auch weichem Material, eine Eigenschaft, die den oben näher beschriebenen Stählen Nr. 26 und 27 durchaus fehlt;
5. größere Festigkeit im Hauptteile des Werkzeuges.

Sein einziger Nachteil, sich schwer in Kirschrot-Hitze schmieden zu lassen, fällt weg, wenn der Schmied gelernt hat ihn in leichter Gelbhitze zu behandeln.

Da demnach die bedeutsamen Vorteile dieses Stahles gegenüber den früheren Schnelldrehstählen nur in der Art der chemischen Zusammensetzung liegen, so versucht Taylor an Hand der Analyse, die durch Veränderung der einzelnen Bestandteile hervorgerufene günstige Wirkung nachzuweisen.

Gemäß dem Patentberichte enthielt der erste Taylorsche Schnelldrehstahl 0,5 Prozent Chrom oder mehr in Verbindung mit mindestens 1 Prozent Wolfram. Es wurde dabei gleichzeitig angegeben, daß die zu derselben Zeit als bestbewährt sich erwiesenen Stähle 2 bis 3,8 % Chrom (gegen den zuerst angegebenen Gehalt

von 0,5 %) und 8 bis 8,5 % Wolfram (statt 1 %) enthalten hätten. Die fernere Aenderung in der chemischen Zusammensetzung ist dahin gegangen, daß die Stähle jetzt 5,5 % Chrom enthalten und daß der Wolframgehalt sogar auf 18 bis 19 % gesteigert worden ist. Diese außerordentliche Erhöhung des Gehaltes an den genannten Elementen steigerte die „Rotwarm-Härte“ des Materials um 50 % und verlieh ihm zugleich eine höhere Härte als die des oben unter Nr. 27 beschriebenen Schnelldrehstahles. Ein noch höherer Gehalt an diesen Bestandteilen zeigte dann eine deutliche Herabminderung dieser wertvollen Eigenschaften.

Die schon genannte Eigenschaft des Mangans, in höheren Gehalten ein brüchiges Material zu liefern, ließ die Erfinder auch fernerhin daran festhalten, nur niedrigen Mangangehalt (0,15 %) zu empfehlen, und dieser Gehalt bildet ein Charakteristikum aller modernen Schnelldrehstähle.

Die Höhe des Kohlenstoffgehaltes ist von zwei Gesichtspunkten aus zu beurteilen. Ist einerseits ein hoher Gehalt wichtig, um die notwendige Härte des Stahles sicher zu stellen, so verleiht ein niedriger Gehalt an Kohlenstoff dem Stahl leichte Schmiedbarkeit und Zähigkeit. Während Taylor in seinem bestgeeigneten Stahl (Nr. 1) 0,68 % Kohlenstoff nachweist, will er die untere Grenze für diesen Bestandteil auf 0,5 % festgesetzt sehen.

Die Gegenwart von Silizium wird, wenigstens in größerer Menge, als nicht wünschenswert angesehen, ein Höchstgehalt von 0,15 % Silizium wird empfohlen. In Übereinstimmung mit früheren Erfahrungen sollen für die Herstellung bester Stähle Materialien verwendet werden, die möglichst frei sind von Phosphor und Schwefel.

Am Schlusse der Besprechung dieser gründlichen Studie der Schnelldrehstähle bezüglich ihrer chemischen Zusammensetzung bekennt sich Taylor offen zu der Ansicht, daß auch die genaueste chemische Analyse allein nicht imstande ist, den sicheren Weg zur Herstellung besten Schnelldrehstahles zu zeigen. Er verweist auf die Wichtigkeit des richtigen Einschmelzens und Vergießens des Stahles, der sachgemäßen Abmessungen der Kokillen sowie der gewissen-

haften Behandlung des Stahles während der folgenden Verarbeitung usw. Die Beobachtung aller Vorgänge bei dem Fabrikationsverfahren und Versuche, manche schlechte Einflüsse während des Schmelzvorganges auszuschalten, haben zu der Benutzung von Vanadium in der Schmelze geführt. Taylor hat festgestellt, daß dieses Element weniger durch seinen chemischen Einfluß in dem fertigen Material wertvoll geworden ist, als durch seine Eigenschaft, als ein „Reiniger“ in der Schmelze zu wirken. Ein Zusatz von 0,15 bis 0,30 % zu dem Tiogehalt ist oft in dem Fertigstahl gar nicht mehr nachweisbar, und dieser Umstand scheint zu beweisen, daß diese kleinen Mengen reinigend auf das Bad gewirkt haben und nach Eingehen einer Verbindung mit, wie Taylor drastisch sagt, „some obscure oxides“ in die Schlacke übergegangen sind.

Taylor schließt diesen Abschnitt mit der Bemerkung, daß nun sein Stahl Nr. 1 durchaus nicht die chemische Zusammensetzung des besten Werkzeugstahles darstelle, der je gemacht werden könne. Er halte es vielmehr für höchst wünschenswert, eine chemische Zusammensetzung der Schnelldrehstähle zu finden, die es ermögliche, diesen Stahl erheblich wirtschaftlicher herzustellen, als es bei seinen Versuchen möglich gewesen sei. Seiner Ansicht nach werden alle zukünftigen Bestrebungen auf diesem Gebiete in der Richtung sich betätigen, die mehr wirtschaftliche Seite der Darstellung des Schnelldrehstahles zu entwickeln.

Einfluß der Materialeigenschaften des Arbeitsstückes auf die Schnittgeschwindigkeit.

Wie bereits aus der Aufzählung der verschiedenen Einflüsse auf die Schnittgeschwindigkeit auf Seite 1061 hervorgeht, ist der dort an erster Stelle genannte Einfluß der Materialeigenschaften ein ganz erheblicher.

Aus diesem Grunde weist Taylor auf die Notwendigkeit genauer Vorschriften hinsichtlich der physikalischen Eigenschaften durch die Werkstätten bei Einkauf des Rohmaterials hin, wenn die Ausnutzung der in jedem Falle unter Berücksichtigung der Festigkeit, Dehnungs- und ähnlicher Eigenschaften der Schmiede- und Gußstücke erreichbaren Schnittgeschwindigkeit ermöglicht werden soll.

Eine exakte Beziehung zwischen der chemischen Zusammensetzung des Arbeitsstückes und der erreichbaren Schnittgeschwindigkeit beim Drehen hat nicht aufgestellt werden können, weil naturgemäß das Maß der Durchschmiedung und die Art der Abkühlung des Rohmaterials sowohl bei Schmiedematerial als insbesondere bei Gußstücken eine wesentliche Rolle spielt.

Die beste Beurteilung bei Schmiedestücken liegt in der Prüfung der Festigkeit, Dehnung

und Kontraktion. Bei sehr hartem Material ist allerdings eine Beziehung zwischen der Festigkeit und der Normal-Schnittgeschwindigkeit nicht mehr festzustellen. Die Untersuchungen Taylors über diesen Punkt werden noch fortgesetzt.

Es wird empfohlen, bezüglich des zur Verarbeitung kommenden Materials eine Einteilung in Klassen vorzunehmen, für deren Bestimmung Taylor auch ganz bestimmte Vorschläge macht.

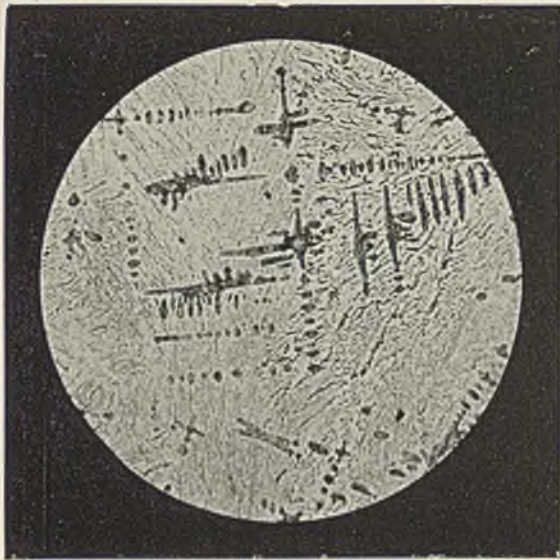
Hervorzuheben ist noch der verhältnismäßig geringe Gewinn an Schnittgeschwindigkeit in der Gußeisenbearbeitung bei Anwendung des Schnelldrehstahles, was seine Ursache hat in dem Vorwiegen der die Schneidkante abschleifenden Wirkung der sandigen Bestandteile des Gußeisens gegenüber der durch Reibung des Spanes auf der Schneidfläche hervorgerufenen erwärmenden Wirkung beim Drehen von Schmiedestücken.

* * *

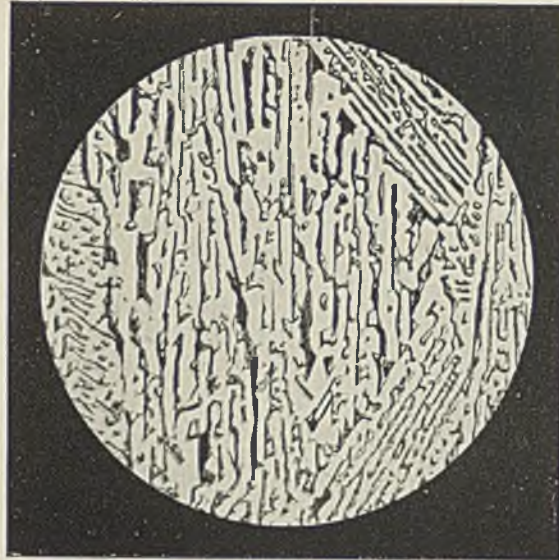
Die Bestimmung des Einflusses aller praktisch überhaupt in Betracht kommenden Möglichkeiten auf die beim Drehen zu wählende Schnittgeschwindigkeit stellt den roten Faden dar, der sich durch die mühevollen Arbeiten Taylors und seiner Mitarbeiter hindurchzieht und der zu ausführlichen, praktisch sehr wertvollen Vorschlägen über die Wahl der Schnittgeschwindigkeit für jeden nur vorkommenden Fall geführt hat. Die Wahl der Varianten, von denen ich nur die wichtigsten wie Schnitttiefe und Spanstärke nenne, ist dem Praktiker aus guten Gründen überlassen geblieben, da diese nach der gerade vorliegenden Arbeit und nach der Größe und der Bauart der Drehbank bestimmt werden müssen.

Da jedoch die Höchstleistung für die Werkstätte nicht allein in der Bemessung der Schnittgeschwindigkeit, sondern in dem Zusammenhang dieser mit der gleichzeitig angenommenen Schnitttiefe und Spanstärke liegt, um das Gewicht des in der Zeiteinheit zerspannten Materials als den für die Leistung wichtigsten Faktor zu erhalten, so wäre eine Hervorhebung derjenigen drei Faktoren in jeder Tabelle — Schnittgeschwindigkeit, Schnitttiefe und Spanstärke — von Wichtigkeit gewesen, welche die größte Leistung an zerspanntem Material ergaben. Eine Ergänzung der Arbeit in dieser Richtung wäre sehr zu begrüßen.

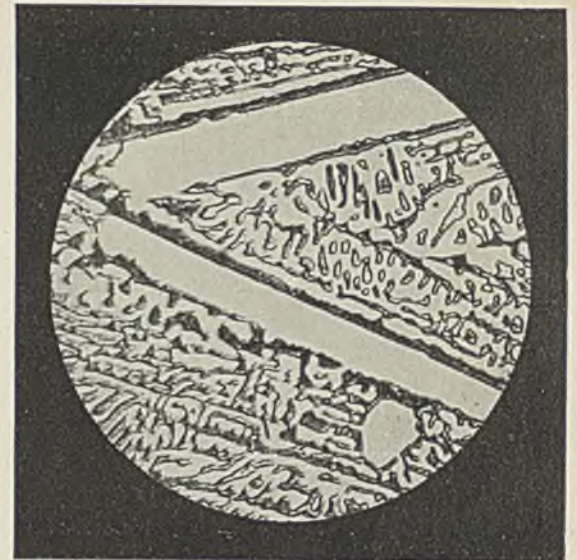
Nicht allein der Werkstättenleiter, sondern auch der Fabrikant von Werkzeugstahl wird vielfache Anregung und praktischen Nutzen aus dem Studium des Werkes ziehen, und es ist zu hoffen, daß dem erfolgreichen Forscher und seinen Mitarbeitern außer der wohlverdienten Anerkennung der Fachwelt auch materielle Entschädigung zuteil werde für die überaus freimütige Art, mit welcher sie alle ihre wertvollen Erfahrungen der Öffentlichkeit zugänglich gemacht haben.



C = 3,9 %. **Abbildung 2.** $\times 50$
Die dunkeln tannenbaumförmig angeordneten Knotenreihen entsprechen den primär ausgeschiedenen γ -Mischkristallen.



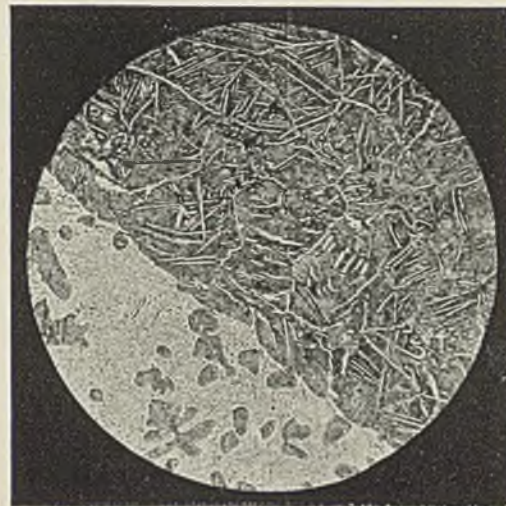
C = 4,5 %. **Abbildung 3.** $\times 750$
Eutektische Stelle. Die hellen, vorstehenden Partien sind Zementit. Die zurücktretenden, zum Teil dunkel gefärbten gesättigte Mischkristalle.



C = 4,8 %. **Abbildung 4.** $\times 750$
Freie, weiße Zementitkristalle, in Eutektikum eingelagert.



Abbild. 8. Austenitischer Zustand, $\times 750$
durch intensivstes Abschrecken erreichbar. Hell, im Relief: Zementit; hell, zurücktretend: Austenit; dunkel: Troostit.



Abbild. 9. Troostitischer Zustand, $\times 50$
durch Anlassen bei 400° C. erreichbar. Hell: Zementit; dunkel: Troostit (Osmondit).



Abbild. 10. Gleichgewichtszustand unterhalb 700° C., $\times 250$
durch langes Glühen unterhalb 700° C. erreichbar. Hell, im Relief: Zementit; hell, zurücktretend: Ferrit.

Ueber den augenblicklichen Stand unserer Kenntnisse der Erstarrungs-
und Erhaltungsvorgänge bei Eisenkohlenstofflegierungen.



Abbildung 5.

Elektrorohreisen von Girod, mit 7,52 Proz. Kohlenstoff, ungeätzt. 20fache Hn. Vergr. Große Kristalle von nach B 1)
(Abbild. 6) abgeschiedenem Graphit, die feineren Lamellen sind bei der Temperatur a C entstanden.

Ueber den augenblicklichen Stand unserer Kenntnisse der Erstarrungs- und Erhaltungsvorgänge bei Eisenkohlenstofflegierungen.

Autoreferat von Dr. ing. P. Goerens, Dozent a. d. Königl. Techn. Hochschule in Aachen.

In dieser Arbeit, welche in „Metallurgie“ Bd. 3 (1906) S. 175 und Bd. 4 (1907) S. 137 und 173 erschienen ist, wendet sich P. Goerens einer der in der physikalischen Metallurgie wohl am meisten erörterten Fragen zu, nämlich der Frage nach dem Zustandsdiagramm der Eisenkohlenstofflegierungen. Zu dessen Feststellung ist in den letzten Jahren eine fast unübersehbare Reihe von zum Teil sehr verdienstvollen Arbeiten zutage gefördert worden, und wenn es trotzdem nicht gelungen ist, die Frage vollständig zu klären, so mag dies wohl zum großen Teil darauf zurückzuführen sein, daß rein theoretische Spekulationen nicht immer genügend von Versuchen unterstützt worden sind. War aber einmal eine Theorie entstanden, welche sich als unzutreffend erwies, so bedurfte es einer Menge von Arbeit, ehe sie aufgegeben wurde, andererseits weckte dieser Streit das Mißtrauen gegen jede neu auftauchende Erklärung.

Der Weg, welchen der Verfasser zur Klärung der Frage einschlägt, ist folgender: Nach einer eingehenden Besprechung der wichtigsten Arbeiten über das System Eisenkohlenstoff zieht er an Hand metallographischer Untersuchungen eine Grenze zwischen denjenigen Anschauungen, welche mit denselben in Uebereinstimmung zu bringen sind und infolgedessen beibehalten werden müssen, und denjenigen, welche der Versuch als unhaltbar erweist, infolgedessen aufzugeben sind. Das Resultat der Arbeit läßt sich dahin zusammenfassen, daß von den bekannten Diagrammen für die graphitfreien Eisenkohlenstofflegierungen das einfachste, Roozeboom-Benedickssche* sich am besten bewährt, und daß auch die graphit- bzw. temperkohlehaltigen Systeme durch eine naheliegende Annahme auf ein ebenso einfaches Diagramm sich beziehen lassen.

Das erste vollständige Zustandsdiagramm veröffentlichte im Jahre 1897 Roberts-Austen auf Grund sorgfältiger experimenteller Untersuchungen. Drei Jahre später wurde dieses Diagramm von B. Roozeboom durch Anwendung der Phasenregel vervollständigt. Dieses erste Roozeboomsche Diagramm erfuhr im Jahre 1904 durch ihn selbst eine Vereinfachung, besaß jedoch trotzdem noch eine Anzahl von Linien, deren Existenz-

berechtigung zum mindesten als zweifelhaft erscheinen mußte. Dieselben waren in dem ursprünglichen Diagramm von Roberts-Austen nicht enthalten und auf Grund einer experimentellen Arbeit von Carpenter und Keeling* eingefügt worden. Zu der gleichen Zeit machte Heyn** den Vorschlag, zwei getrennte Zustandsdiagramme zu unterscheiden, ein stabiles, bei welchem der Kohlenstoff stets in elementarer Form zur Abscheidung gelangt, und ein labiles, welches Eisenkarbid enthält.

In der vorliegenden Arbeit handelt es sich daher in erster Linie darum, zu entscheiden, welchem Diagramm das tatsächliche Verhalten der Eisenkohlenstofflegierungen am besten entspricht. Der Verfasser behandelt der Reihe nach:

1. die Eisenkohlenstofflegierungen im geschmolzenen Zustande,
2. die Erstarrungsvorgänge,
3. den Einfluß der thermischen Behandlung erstarrter Eisenkohlenstofflegierungen auf deren Gefüge.

Ueber den Zustand des Kohlenstoffes in flüssigen Legierungen läßt sich sagen, daß derselbe nur an Eisen zu Eisenkarbid Fe_3C gebunden sein kann. Berechnet man nämlich aus den Temperaturen beginnender Erstarrung verschiedener Eisenkohlenstofflegierungen die Molekulargröße des Kohlenstoffes nach der von Rothmund angegebenen Formel, welche nur für verdünnte Lösungen gültig ist, so gelangt man zu sehr verschiedenen Werten, je nachdem man die Berechnung an einer Lösung mit 1 oder mit 3% Kohlenstoff ausführt. Diese Abweichung ist nur schwierig zu erklären, wenn man annimmt, daß in der flüssigen Lösung der Kohlenstoff als solcher in elementarer Form vorhanden ist, da doch beide Lösungen als verdünnte der Rothmundschen Formel folgen müßten. Die Abweichung wird aber ohne weiteres klar, wenn man annimmt, daß in der Flüssigkeit Eisenkarbid enthalten ist. Eine Lösung mit 3% Kohlenstoff entspricht einer solchen mit 45% Eisenkarbid, und letztere ist unbedingt als eine konzentrierte Lösung zu betrachten, welche nicht mehr unter das Rothmundsche Gesetz fällt.

* Carpenter u. Keeling: „Journ. Iron and Steel Institute“ 1904, I, S. 224.

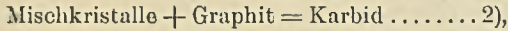
** Heyn: „Zeitschrift für Elektrochemie“ 1904, 10, S. 491.

* C. Benedicks: „Metallurgie“ 1906, 3, S. 393.

Die Gegenwart von Eisenkarbid ergibt sich aber auch weiter aus folgender Ueberlegung: Angenommen, der Kohlenstoff sei in elementarer Form in Lösung, so könnte die Bildung des weißen Roheisens nur dadurch ihre Erklärung finden, daß man annimmt, im Momente der Erstarrung bildete sich aus Eisen und elementarem Kohlenstoff das Eisenkarbid nach der Gleichung:



Diese Gleichung entspricht aber durchaus der früher von Roozeboom aufgestellten



durch welche nach seiner ersten Theorie die Bildung von weißem graphitfreiem Roheisen erklärt

etwaise Umwandlungen bei niedrigeren Temperaturen nach Möglichkeit unterblieben, so daß die Annahme berechtigt war, die abgeschreckten Proben wiesen diejenige Struktur auf, welche sie unmittelbar nach der Erstarrung besaßen hatten. Auf metallographischem Wege wurden hierauf die so erhaltenen Erstarrungsstrukturen untersucht, und es zeigte sich, daß dieselben durchaus mit dem von Benedicks* aufgestellten Zustandsdiagramm übereinstimmen. Letzteres ist in Abbildung 1 wiedergegeben und unterscheidet sich von der Originalkurve nur durch den Verlauf der Linie SE', welche etwas steiler eingezeichnet worden ist, da die Löslichkeit des Zementits in γ -Eisen bis 900° C. nur sehr langsam zunimmt.

Für das eisenkarbidhaltige System verläuft daher der Erstarrungsvorgang wie folgt: Legierungen mit 0 bis 2% Kohlenstoff beginnen bei Temperaturen zu erstarren, welche durch die Linie AB' angegeben werden. Die Legierungen bestehen nach der vollständigen Erstarrung aus einer homogenen festen Lösung von Eisenkarbid in γ -Eisen, den γ -Mischkristallen. Legierungen mit 2 bis 4,2% Kohlenstoff: Die Erstarrung wird durch die Bildung von Mischkristallen eingeleitet, und durch die Erstarrung des eutektischen Gemisches aus Eisenkarbid (Zementit) und Mischkristallen (Martensit) beendet. Auf einem geschliffenen und geätzten Querschnitt durch ein solch untereutektisches Material muß man daher ein System selbständig kristallisierter Mischkristalle, um-

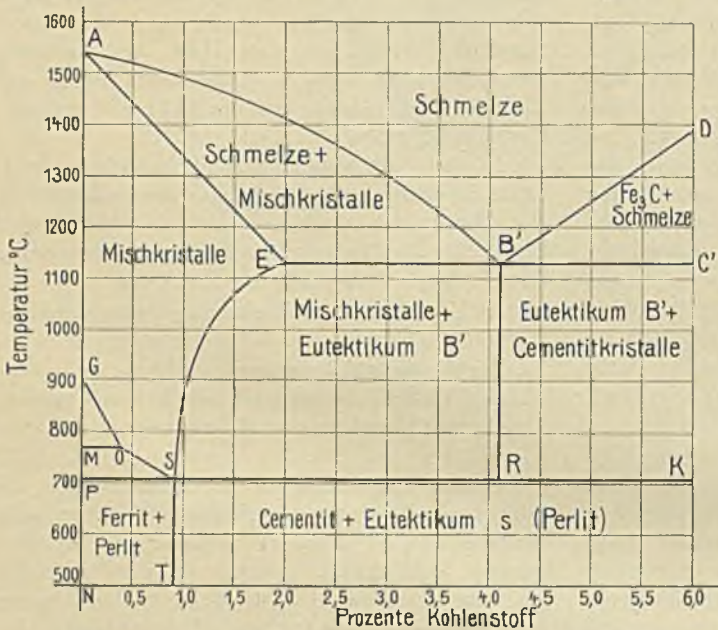


Abbildung 1. Roozebooms Zustandsdiagramm des Systems Eisen - Eisenkarbid nach Benedicks.

geben von einem Eutektikum, erkennen können. Nun ist bekannt, daß das Eisen im regulären System kristallisiert und tannenbaumförmige Oktaedergrippe bildet, sobald die Möglichkeit ungehinderter Kristallisation vorliegt. In ähnlichen Formen kristallisieren auch die ersterwähnten Mischkristalle. Ein solch untereutektisches Roheisen mit 3,9% Kohlenstoff nach dem Ätzen mit Pikrinsäure zeigt Abbild. 2 in 50facher Vergrößerung. Der weitaus größte Teil der Fläche wird von einem außerordentlich feinen Gemische eines hellen und eines dunkeln Bestandteiles eingenommen, dem Zementit-Mischkristall Eutektikum B'. Außerdem bemerkt man regelmäßige angeordnete Reihen von dunklen Punkten, welche augenscheinlich den primär ausgeschiedenen Tannenbaum-Mischkristallen entsprechen. Bei der Legierung mit 4,2% Kohlenstoff ist die

werden sollte. Die ausgedehnte Diskussion, zu welcher Gleichung 2 sofort nach ihrer Veröffentlichung Veranlassung gegeben hat, überzeugte schließlich auch ihren Urheber von ihrer Unmöglichkeit unter den gegebenen Umständen, so daß er im Jahre 1904 dieselbe aufgab. Gleichung 1 muß daher ebenfalls als unmöglich angesehen und die Gegenwart von Eisenkarbid im weißen Roheisen dadurch erklärt werden, daß dasselbe auch schon in der flüssigen Lösung enthalten war.

Um über den Erstarrungsvorgang Aufschluß zu erhalten, stellte der Verfasser eine Reihe von reinen Eisenkohlenstofflegierungen her, deren Erstarrung und weitere Abkühlung dadurch erheblich beschleunigt wurde, daß die geschmolzenen Legierungen direkt in Eiswasser gegossen wurden. Es zeigte sich, daß alle so erhaltenen Legierungen weiß wurden, ihr gesamter Kohlenstoffgehalt also an Eisen zu Fe_3C gebunden war. Ferner wurde auf diesem Wege erreicht, daß

* Benedicks a. a. O.

Zusammensetzung des eutektischen Gemisches B' erreicht, folglich kann eine solche Legierung nur Eutektikum aufweisen, dessen Struktur in 750-facher Vergrößerung aus Abbild. 3 ersichtlich ist.

Uebersteigt der Kohlenstoffgehalt der Schmelze den eutektischen Punkt B', so tritt man in das Gebiet der übereutektischen Roheisen. Die Erstarrung dieser Legierungen beginnt mit der Ausscheidung von primären Eisenkarbidkristallen, welche sich durch spießige Form, große Härte und hohe Widerstandsfähigkeit gegen saure Aetzmittel auszeichnen. Abbildung 4 zeigt in 750-facher Vergrößerung einige in Eutektikum eingelagerte Zementitkristalle. Wie ersichtlich, läßt die Uebereinstimmung der tatsächlich beobachteten Strukturen bei weißem Roheisen mit dem Zustandsdiagramm nichts zu wünschen übrig.

Bisher war man der Ansicht, daß auch für die graphithaltigen Legierungen der Erstarrungsvorgang in ähnlich einfacher Weise verlaufen müßte, nur daß an Stelle des Wortes Eisenkarbid in den vorstehenden Ausführungen das Wort Graphit gesetzt worden müßte. Bei näherer Ueberlegung wird es sich jedoch zeigen, daß man durch diese Annahme bei der Erklärung gewisser Vorgänge auf Schwierigkeiten stößt, auf welche zunächst aufmerksam gemacht werden soll.

Eine übereutektische Schmelze müßte ihre Erstarrung dadurch beginnen, daß Graphit zuerst auskristallisiert. Der Unterschied im spezifischen Gewicht zwischen Graphit und Schmelze (Graphit $\cong 2$, Schmelze $\cong 7,5$) bedingt auf den ausgeschiedenen Graphitkristall einen solchen Auftrieb, daß derselbe sofort mit großer Geschwindigkeit aus dem Bade herausgestoßen werden muß. Eine Folge hiervon würde sein, daß reine Eisenkohlenstofflegierungen mit einem höheren Kohlenstoffgehalte als dem eutektischen im erstarrten Zustande nicht existieren könnten. In der erwähnten Arbeit veröffentlicht Benedicks in einem ausgezeichneten Lichtbild ein solch hypereutektisches Roheisen mit etwa 5% Gesamtkohlenstoff, in welchem primäre Graphitkristalle deutlich erkennbar sind. Das Zurückbleiben dieser bei hoher Temperatur ausgeschiedenen Graphitblätter führt er auf ein Anhaften an den Ofenwänden und gegenseitiges Stützen zurück. Immerhin aber wird der Graphit das Bestreben haben, an die Oberfläche zu steigen, und wenn auch ein Teil in der erwähnten Weise zurückgehalten werden kann, so ist es sicher ausgeschlossen, daß dieser primäre Graphit in der Masse gleichmäßig verteilt ist, sobald der Kohlenstoffgehalt nur einigermaßen über den eutektischen hinausgeht. Es war mir daher von hohem Interesse, durch die Liebenswürdigkeit des Hrn. Ingenieur Girod in Ugines (Savoyen) ein graues Roheisen zu erhalten, dessen Gesamt-Kohlenstoffgehalt ein besonders hoher war, wie die nachstehende Analyse desselben erkennen läßt:

Gesamt-Kohlenstoff	7,52	o/o
Graphit	6,59	"
Gebundener Kohlenstoff	0,93	"
Silizium	0,31	"
Mangan	0,68	"
Schwefel	0,113	"
Phosphor	0,074	"

Das Material war bei hoher Temperatur im elektrischen Ofen (System Girod) erschmolzen und langsam in demselben erkaltet. Der Bruch war nicht besonders grobkörnig und entsprach etwa der Nr. 2 für Gießereiroheisen. Um über die Verteilung des Graphites einen Anhalt zu gewinnen, wurde ein ungeätzter Schliff dieses Roheisens aufgenommen. Wie aus Abbildung 5 hervorgeht, besteht das ungeätzte Material neben einer hellen metallischen Grundmasse aus zwei Systemen von Graphit, einem solchen aus großen, offenbar den primären Kristallen, und einem solchen aus feineren Aederchen. Von besonderer Wichtigkeit ist hierbei, daß der primäre, grobe Graphit in der Masse durchaus gleichmäßig verteilt ist, eine Tatsache, welche mit den bisherigen Anschauungen über die Abscheidung des Graphites unvereinbar ist, da der letztere, sofern er aus der flüssigen Schmelze direkt auskristallisiert, an die Oberfläche hätte steigen müssen.

Eine weitere auffällige Erscheinung, welche durch die bisherigen Theorien nicht in befriedigender Weise erklärt werden kann, ist die Tatsache, daß der Erstarrungspunkt und der Schmelzpunkt des grauen Roheisens nicht bei derselben Temperatur liegen, während dies bei weißem Roheisen der Fall ist. Beide Tatsachen, welche in der Praxis längst bekannt sind, wies der Verfasser experimentell nach, indem er sowohl von weißem als grauem Roheisen die Erhitzungs- und Abkühlungskurven beobachtete. Während das weiße Roheisen bei etwa 1135° C. erstarrte und schmolz, lag der Erstarrungspunkt des grauen Roheisens ebenfalls bei dieser Temperatur, es schmolz jedoch in einem extremen Fall erst bei einer 50° C. höher liegenden. Wenn aber Graphit und Mischkristalle ein echtes Eutektikum bilden würden, so könnte eine Ueberhitzung der Probe auf eine höhere Temperatur als die eutektische nicht ohne Schmelzen ausgeführt werden. Diesen Schwierigkeiten begognet der Verfasser nun dadurch, daß er folgende Hypothese aufstellt:

Der Graphit ist ein Bestandteil, welcher durch Zerlegung des Zementites sekundär gebildet wird.

Aus dieser Hypothese heraus ergibt sich denn auch für diejenigen Eisenkohlenstofflegierungen, welche Kohlenstoff in elementarer Form, sei es als Temperkohle, sei es als Graphit, enthalten, ein außerordentlich einfaches Zustandsdiagramm, welches in Abbildung 6 wiedergegeben ist. Dasselbe ist gültig für den Fall, daß die Abkühlung der Legierungen langsam genug verläuft, so daß

der Zementit Zeit zu seiner vollständigen Zerlegung hat, wenn er sich unter den zu seiner Zerlegung günstigen Bedingungen befindet. Diese Bedingungen sind folgende: Der Zementit muß in selbständiger Form vorhanden sein, also insbesondere nicht in gelöstem Zustande, in welchem er beliebig lange unverändert bleibt. Die Temperatur, welcher dieser freie Zementit ausgesetzt wird, muß genügend lange Zeit auf einer dieser Zerlegung günstigen Höhe verbleiben.

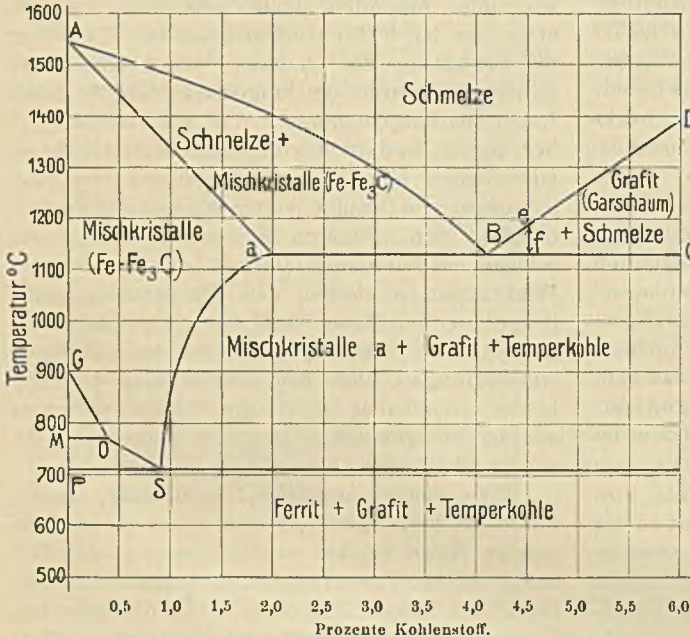
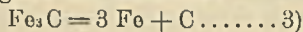


Abbildung 6. Zustandsdiagramm für das System Eisen-Kohlenstoff, unter der Voraussetzung, daß der Graphit sekundär durch Zerlegung des Karbides entsteht. Die Koordinaten des Punktes a sind demnach dieselben wie diejenigen des Punktes E' in Abbild. 1.

Diese Zeit wird um so ausgedehnter sein müssen, je niedriger die Temperatur ist, da die Reaktionsgeschwindigkeit der Reaktion:



mit der Temperatur steigt.

Zum Beweise seiner Theorie führt der Verfasser folgendes aus: Unter Bezugnahme auf das Zustandsdiagramm des graphithaltigen Systems (Abbildung 6) sind die Schmelzen oberhalb ABD homogene flüssige Lösungen von Eisenkarbid in Eisen. Legierungen mit weniger als 2% Kohlenstoff werden, auch bei noch so langsamer Temperaturabnahme, unmittelbar nach der vollendeten Erstarrung niemals elementaren Kohlenstoff enthalten. Die Löslichkeit des γ -Eisens für Eisenkarbid ist eben so groß, daß während des Erstarrungsprozesses in keinem Augenblicke freier Zementit entstehen kann. Solange er aber gelöst ist, bleibt er unzerlegt. Die Legierungen mit 2 bis 4,2% Kohlenstoff lassen zuerst nach der Linie Aa Mischkristalle Eisenkarbid-Eisen zur Abscheidung gelangen, während bei

der eutektischen Temperatur 1130° C. wachsende Mengen Eutektikum Mischkristall-Eisenkarbid entstehen. Wie aus Abbildung 3 ersichtlich, enthält das letztere freie Zementitkriställchen, welche sich bei der betreffenden Temperatur zerlegen können. Es ist nun auch verständlich, warum die Graphitbildung um so reichlicher ist, je höher der Kohlenstoffgehalt der Schmelze ist. Je mehr sich letzterer nämlich dem Punkte B nähert, um so größer ist die Menge des bei 1130° C. frei-

werdenden Eutektikums, um so größer also auch die freiwerdende Wärmemenge, um so länger das Vorharren der Zementit-Kriställchen auf der eutektischen Temperatur, um so günstiger also die Bedingungen zur Zerlegung. Der Erstarrungsvorgang bei Legierungen mit mehr als 4,2% Kohlenstoff wird dadurch eingeleitet, daß nach BD zunächst freies Eisenkarbid auskristallisiert. Da das spezifische Gewicht des letzteren nicht erheblich von dem der Schmelze abweicht, so wird dasselbe zunächst in der Schmelze verweilen. Durch hinreichend langsame Abkühlung zerlegt sich dieses nunmehr freie Karbid nach Gleichung 3. Die Produkte dieser Zerlegung, Eisen und Kohlenstoff, müssen sich in unmittelbarer Nachbarschaft befinden. Offenbar ist das spezifische Gewicht dieser von festem Eisen umgebenen „Graphitruß“ ebenfalls genügend hoch, um in der Schmelze zurückhalten zu werden. Dies erklärt auch, warum in dem Elektro-Roheisen die großen Graphitlamellen von einem kohlenstoffarmen

Rande umgeben sind. Bleibt die Masse noch sehr lange flüssig, so nimmt das nach Gleichung 3 gebildete reine Eisen aus der umgebenden Schmelze wieder Eisenkarbid auf, wodurch es schließlich wieder schmelzen kann, in demselben Augenblick aber entweicht der im Innern enthaltene Graphitkern und steigt rasch als Garschaum an die Oberfläche.

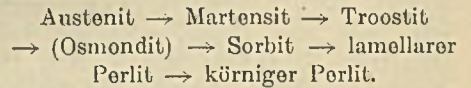
Auch die Eigentümlichkeiten beim Schmelzen grauen Roheisens finden durch die vorliegende Theorie eine zwanglose Erklärung. Man vergegenwärtige sich an Hand des Diagrammes Abbildung 7 den Schmelzvorgang eines grauen Roheisens mit beispielsweise 1,8% gebundenem Kohlenstoff. In einem gegebenen Augenblicke wird bei der Erhitzung desselben im Punkte c die Linie AE geschnitten. Das Material tritt in das Gebiet ABE ein, in welchem Mischkristalle im Gleichgewicht mit einer kohlenstoffreicheren Schmelze stehen. Bei einer kleinen Temperatursteigerung, z. B. bei T°, trennt sich also die homogene feste Lösung in eine flüssige Lösung mit a% Kohlen-

stoff und Mischkristalle mit d% Kohlenstoff. Da nun bei der Temperatur T nach dem Diagramm die Schmelze o% Kohlenstoff lösen kann, wird das Bestreben vorliegen, etwa eingelagerten Graphit unter Karbidbildung aufzulösen. Daß hierbei in der Tat Karbidbildung stattfindet, wird durch die Tatsache erwiesen, daß eine Probe Roheisen, nach begonnenem Schmelzen abgeschreckt, stets Karbid enthält. Hierdurch wird das Gleichgewicht gestört, und kann nur dadurch wiederhergestellt werden, daß auch die Zusammensetzung der Mischkristalle sich so lange verschiebt, bis ein neues Gleichgewicht erreicht ist. Wir wollen annehmen, durch die Aufnahme von Kohlenstoff bzw. die Neubildung von Karbid sei

höher ist, je weniger gebundenen Kohlenstoff dasselbe enthält. Dies ergibt sich aus dem Diagramm Abbildung 7, denn je geringer der Gehalt des Roheisens an gebundener Kohle ist, um so später wird bei der Erhitzung die Linie AE erreicht, um so höher muß das graue Roheisen erhitzt werden, ehe es zu schmelzen beginnt.

Eine Reihe von Versuchen widmet hierauf der Verfasser der Frage nach dem Einfluß der thermischen Behandlung auf das Gefüge der Eisenkohlenstofflegierungen. Dieselben bezweckten in erster Linie, die bei verschiedener thermischer Behandlung entstehenden Gefügebestandteile festzustellen, ferner aber den Nachweis zu führen, daß auch die Umwandlungen der bereits erstarrten Eisenkohlenstofflegierungen, bei welchen elementarer Kohlenstoff gebildet wird (Temperkohlebildung), sich am leichtesten erklären lassen, wenn die Temperkohlebildung ebenfalls auf Gleichung 3 zurückgeführt wird.

Die Versuche wurden in der Weise ausgeführt, daß Roheisenproben von besonderer Reinheit durch Abschrecken bei verschiedenen Temperaturen und nachfolgendes Anlassen bzw. längeres Glühen allen nur möglichen thermischen Bedingungen unterworfen wurden. Das Resultat dieser Versuche läßt sich dahin zusammenfassen, daß die unveränderte feste Lösung von Eisenkarbid in γ -Eisen, welche mikrographisch als Austenit erscheint, sich nach folgender Gleichung umwandelt:



Die Lichtbilder Abbild. 8 bis 10 veranschaulichen diese Uebergänge. Abbild. 8 zeigt das Aussehen eines weißen Roheisens nach intensivem Abschrecken in Eiswasser in 750facher linearer Vergrößerung. Links in dem Bilde erscheint Zementit-Mischkristall-Eutektikum, aus welchem einzelne Arme Zementit in ein helles Feld hineinragen. Nach den angestellten Reaktionen besteht das letztere aus Austenit. Wird eine solche austenithaltige Probe angelassen, so entstehen innerhalb der Austenitfelder nadlige, sich in spitzen Winkeln schneidende Komplexe, welche nach dem Aetzen mit verdünnter, alkoholischer Salzsäure leicht gelblich erscheinen und nach der Osmondschen Nomenklatur als Martensit zu bezeichnen sind. Nach stärkerem Anlassen verschwindet der Austenit vollkommen, und die ganze Masse läßt sich rasch durch verdünnte Aetzmittel färben. Abbildung 9 zeigt diesen Zustand in 50facher Vergrößerung. Während der kleinere Teil des Bildes von unverändertem Eutektikum eingenommen wird, sind die weißen

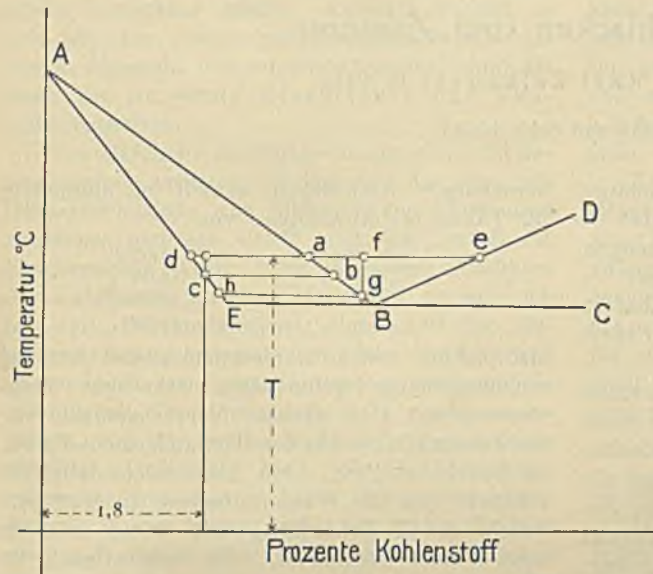


Abbildung 7.

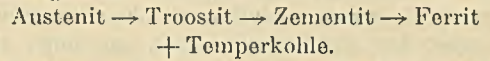
die flüssige Lösung a bis zu einem Kohlenstoffgehalte f angereichert worden. Die Mischkristalle, welche mit dieser Schmelze im Gleichgewicht stehen, finden wir, indem wir von dem Punkte f eine Parallele zur Ordinate ziehen, welche die Linie AB im Punkte g schneidet. Von g aus ziehen wir eine Parallele zur Abszisse und wir erhalten in deren Schnittpunkt h mit AE den Kohlenstoffgehalt der Mischkristalle, welche mit der kohlereicheren Schmelze im Gleichgewicht stehen. Um also das durch Kohlenstoffaufnahme der Schmelze gestörte Gleichgewicht wiederherzustellen, nehmen die Mischkristalle aus der Schmelze so lange Kohlenstoff auf, bis sie den Gehalt h erreicht haben. Die hierdurch wieder kohlenstoffärmer werdende Schmelze vermag wieder weiteren Kohlenstoff aufzunehmen, und dieses Spiel wiederholt sich so lange, bis ein der betreffenden Temperatur entsprechender Gleichgewichtszustand sich endgültig eingestellt hat.

Es ist hieraus auch ohne weiteres klar, warum der Schmelzpunkt des grauen Roheisens um so

Austenitfelder vollkommen verschwunden und haben einem dunkeln, troostitischen Bestandteil Platz gemacht, welcher von zahlreichen weißen Zementitnadelchen durchsetzt ist. Bei noch längerem Anlassen bzw. Glühen unterhalb 700° C. wird auch der letzte Rest von Zementit, welcher im Troostit noch kolloidal gelöst ist, zur Abscheidung gebracht. Die Legierung besteht alsdann aus Ferrit + Zementit, ein Gemisch, welches häufig auch mit dem Namen körniger Perlit bezeichnet wird, insbesondere dann, wenn der abgeschiedene Zementit in unregelmäßigen Knoten

in dem Ferrit verteilt ist. Abbildung 10 veranschaulicht diesen letzten Zustand der Legierungen.

Unter gewissen Bedingungen, namentlich bei sehr langer Erhitzungsdauer, kann das System mit elementarem Kohlenstoff erreicht werden. Da dieses nach den vorstehenden Ausführungen erst sekundär aus dem zunächst vorhandenen, karbidhaltigen System entsteht, so würde für diesen Fall folgende Umwandlungsgleichung vorzuschlagen sein:



Ueber chemisch-physikalische Verhältnisse der hochbasischen Hochofenschlacken und Zemente.

Von Prof. Dr. Karl Zulkowski in Prag.

(Schluß von Seite 1066.)

Wie dem auch sei, so entsteht nun die wichtige Frage: Wie verhalten sich die Zemente? — Sollen auch diese wechselnde Wassermengen binden und dabei verschiedenartig erhärten? — Eine solche Annahme schien mir von vornherein unwahrscheinlich, weil man dies in der Praxis schon längst erkannt hätte.

Ich setzte also die Hydratisierungsversuche fort; zunächst mit einem Zement, den ich einst aus Kalkkarbonat und reinstem Zettlitzer Kaolin, bei der höchsten Glut eines Seger-Ofens als porzellanartige Masse erhalten hatte. Die Zusammensetzung entspricht der empirischen Formel $2(\text{SiO}_2, 2\text{CaO}) + \text{Al}_2\text{O}_3, 2\text{CaO}$ recht genau; wäre also eine Doppelverbindung von 2 Mol. Dikalzium-Metasilikat und 1 Mol. Dikalzium-Aluminat. Dieser Zement, den ich seiner Zusammensetzung nach als Musterzement bezeichnen möchte, erlangt im Wasser auch eine erstaunliche Härte. Die Theorie verlangt für das Hydrat 16,19% Wasser; ich erhielt einstens nach 30 Tagen 17,03%, also etwas mehr.

Diesmal wurden zwei Wäagegläschen mit je 2 g dieses Zementes und 10 ccm Wasser beschickt, das eine wenig, das andere öfter umgeschwenkt. Nach 30 Tagen betrug die Menge des aufgenommenen Hydratwassers der

ersten Probe	16,76%
zweiten Probe	16,74%

also eine auffallende Uebereinstimmung unter sich und mit der Theorie.

Das zweite Versuchsobjekt war Züllchower Portlandzement, mit welchem ich einst Hydratisierungsversuche unternommen hatte. Sicherheitshalber wurde derselbe vorerst bis zur neuerlichen Sinterung gebrannt und dann feinst gepulvert. Auf Grund der Analyse ließ sich die theoretische Hydratwassermenge zu 14,67%

berechnen,* statt dessen erhielt ich diesmal in 30 Tagen bei Anwendung von

2 ccm Wasser	14,62%
4 " "	14,09 "
6 " "	13,95 "
10 " "	14,59 "

also Zahlen, welche untereinander und mit den rechnungsmäßig gefundenen, sehr gut übereinstimmen. Das nächste Versuchsobjekt war ein Zementklinker aus der Portlandzement-Fabrik zu Podol bei Prag. Ich habe mich dabei beschränkt, nur die Wasseraufnahme zu ermitteln, welche durch Behandlung mit wenig und mit viel Wasser stattfindet. Sie betrug nach 30 Tagen bei Anwendung von

2 ccm Wasser	13,89%
10 " "	14,08 "

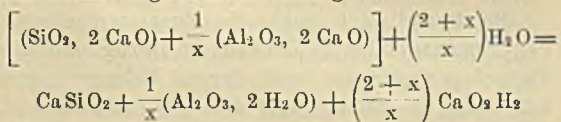
Diese Versuche genügen vollkommen, um sagen zu können, daß die Wassermengen die Hydratisierung des Portlandzementes nicht beeinflussen. Diese Tatsache steht aber in einem krassen Widerspruche mit dem vorhin geschilderten Verhalten des Dikalzium-Metasilikates, wenn man annimmt, daß Portlandzemente diesen Hydraulit enthalten.

Um eine Aufklärung über dieses widersprechende Verhalten zu geben, muß ich zunächst eine Stelle aus den Schlußbemerkungen meiner zweiten oft zitierten Broschüre: „Zur Erhärtungstheorie der hydraulischen Bindemittel“ anführen, wo es auf Seite 94 heißt: „Es gibt indessen noch manche dunkle Punkte, welche einer Aufklärung bedürfen und diese liegen in der auffälligen Beeinflussung der Eigenschaften der Hydraulite durch die Gegenwart eines andern Körpers, bei dem sonst keine chemische Ein-

* Siehe die Berechnung in meiner Abhandlung: „Zur Erhärtungstheorie“ usw. 1901 S. 82.

wirkung vorausgesetzt oder nachgewiesen werden konnte. Dahin gehört z. B. der Einfluß alkalischer Substanzen auf die Quellung und Erhärtung der Hydraulite.* Noch auffälliger ist die Tatsache, daß die Darstellung des reinen Dikalzium-Metasilikates mit so viel Schwierigkeiten verknüpft ist, während die Darstellung von Portlandzement — also eines diese Verbindung enthaltenden Produktes — doch so einfach ist. Wenn man auf 1 Mol. reinen Kaolins statt der theoretisch erforderlichen 6 CaO nur 5 CaO nimmt, so tritt der merkwürdige Fall ein, daß das gebrannte Produkt zerrieselt und sich das gebildete Dikalzium-Metasilikat mit seiner schlimmen Eigenschaft der Rückbildung wieder bemerkbar macht. Ähnlich verhält es sich mit den Eisenoxydhydrauliten, welche im reinen Zustande von minderer Qualität sind, als wenn sie ein wenig Kieselsäure und Tonerde enthalten.⁴

Obwohl ich die Hochofenschlacke gleich im Beginn meiner Arbeiten, ähnlich wie das Glas, als Doppelverbindung von Silikaten und Aluminaten anzusehen genötigt war** und den Zerfall der hochbasischen Arten beim langsamen Abkühlen der Entglasung an die Seite stellte, so habe ich bei dem Portlandzemente diese Art der Zusammensetzung niemals in den Vordergrund meiner Ansichten gestellt, erstens weil ich die Wichtigkeit derselben noch nicht genügend erkannte und für meine Hydratisierungsversuche ziemlich gleichgültig hielt, ob die Elementarhydraulite frei oder in Form von Doppelverbindungen in der Masse vorhanden sind. Bei der großen Basizität aller im Zement vorhandenen Elementarhydraulite, mußten dieselben bei der Einwirkung des Wassers als solche austreten, im Sinne folgender Gleichung:



wobei die links vom Gleichheitszeichen stehende Formel die Doppelverbindung von 1 Mol. Dikalziumsilikat und $\frac{1}{x}$ Mol. Dikalziumaluminat bezeichnen soll. Die unzweifelhaft bestehende gegenseitige Beeinflussung des Kalziumsilikates und des Kalziumaluminates zwingt uns aber zu der Vorstellung, daß wir es bei jeder Art von hydraulischen Bindemitteln mit Doppelverbindungen verschiedener Art zu tun haben und demzufolge die bösen Eigenschaften des Dikalzium-Metasilikates nicht zum Vorschein kommen,

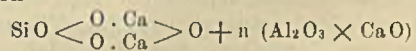
* Granulierte basische Hochofenschlacken, die im Wasser nicht erhärten, erhärten hingegen im Kalkwasser, ohne chemische Bindung des Kalkes.

** „Zur Erhärtungstheorie des natürlichen und künstlichen hydraulischen Kalkes“ 1898 S. 24 oder „Chemische Industrie“ 1898 S. 73.

solange es gebunden, d. h. Bestandteil einer allerdings ziemlich labilen Doppelverbindung ist.

Daß diese Doppelverbindungen labiler Natur sind, geht ja gerade daraus hervor, daß hochbasische Schlacke sofort zerrieselt, wenn sie nicht augenblicklich abgeschreckt wird. Ich war imstande, jede granulirte Hochofenschlacke durch Schmelzung in einem Regenerativ-Gasofen und nachheriges langsames Abkühlen in demselben in ein feines Mehl zu verwandeln. Mein früherer Assistent Rudolf Fürstl von Teicheck brachte jeden Portlandzement durch zwölfstündiges Erhitzen bis zur Weißglut und nachheriges langsames Abkühlen zur Zerrieselung. Aus dem zweifachen Verhalten des Dikalzium-Metasilikates, je nachdem dasselbe frei oder als Bestandteil mit Kalkaluminaten legiert oder verbunden sei, geht die Wichtigkeit der letzteren hervor und es darf jedenfalls der Gehalt an Tonerde bei den verschiedenen hydraulischen Bindemitteln nicht unterschritten werden.

Tonerdearme Hochofenschlacken sind gewiß minderwertig und deshalb habe ich für tonerdearme Erze zur Veredelung der Schlacke die Benutzung von Kalkmergel anstatt Kalkstein anempfohlen.* Da das Dikalziumsilikat nur in einer Form ein Hydraulit ist, so ist die Formel für seine Doppelverbindung mit einem Aluminat nicht $\text{Ca}_2\text{SiO}_4 + n(\text{Al}_2\text{O}_3 \times \text{CaO})$ schlechtweg, sondern



zu schreiben.

Diese Doppelverbindungen, welche für die Silikate typisch und im Mineralreiche reichlich vertreten sind, finden sich auch häufig in verschiedenen Kunstprodukten. Sie haben das Eigentümliche, daß sie sich oft durch rein physikalische Einwirkungen in ihre Komponenten zerlegen lassen. Wenn ein Wannenglasofen außer Betrieb gesetzt wird, der darin befindliche Glasvorrat erschöpft ist und langsam abkühlt, so sind die herausgebrochenen Glasstücke oft von wunderbaren strahligen Kristallgruppen durchzogen und wurden dieselben von meinem früheren Assistenten Max Gröger als CaSiO_3 (Wollastonit) erkannt. Diese „Entglasung“ tritt besonders bei tonerdereichen Gläsern auf. Solche spontane Entmischungen finden ein Analogon in den Spaltungen von racemischen Verbindungen der organischen Chemie, die teils durch langsames Auskristallisieren unter Mitwirkung eines Keimes oder auf andere Weise in zwei verschiedene Verbindungen ähnlicher Art zerfallen können.

Da sowohl die Hochofenschlacke als auch die Zemente als Doppelverbindungen angesehen

* „Oesterreichische Zeitschrift für Berg- und Hüttenwesen“ 1902 S. 670.

werden müssen und diese in der Schmelzhitze ineinander gelöst sind, ist die Möglichkeit gegeben, daß sich beim Abkühlen innerhalb gewisser Temperatur-Intervalle ganz bestimmte Verbindungen je nach deren Menge und Löslichkeit abscheiden, bis es zu einem Punkte kommt, wo der Rest zu einer Masse von gleichartiger Zusammensetzung erstarrt, die man als eutektische Masse bezeichnet.

Solche Erscheinungen, die man insbesondere bei Stahl genau beobachten konnte, wurden auch bei Silikatschmelzen wahrgenommen und es ist nur selbstverständlich, daß Hochofenschlacken und Zemente diesbezüglich keine Ausnahme machen können.

Nachdem Le Chatelier und Törnebohm tatsächlich das Vorhandensein von Kristallen in Dünnschliffen des Portlandzementes nachgewiesen haben, hat man sich mit Feuereifer auf die mikroskopische Durchforschung des Portlandzementes geworfen, in der Meinung, daß damit vollständige Klarheit über das Wesen der hydraulischen Verbindungen geschaffen werden könne. In dieser Beziehung hat Clifford Richardson in seiner sonst trefflichen Abhandlung „The Constitution of Portland-Cement from a Physico-Chemical Standpoint“ die weitgehendsten Erwartungen ausgesprochen und sich dabei doch in der Hauptsache geirrt, nachdem er bei seinen Untersuchungen von der Existenz eines Trikalziumsilikates ausgegangen ist. Wir müssen jetzt an der Vorstellung festhalten, daß granuliert Hochofenschlacken in physikalischer Beziehung eine homogene feste Lösung verschiedener Doppelverbindungen mit noch anderen Beimengungen darstellen,* während im Portlandzement ein namhafter Teil derselben räumlich abgeschieden ist, und dessen Gemengteile als Alit, Belit, Celit, Felit bezeichnet wurden.

Bei den hochbasischen granulierten Hochofenschlacken ist der Kalkgehalt immer kleiner, der Zusammenhang der Doppelverbindungen deshalb inniger und es bedarf besonderer physikalischer oder chemischer Eingriffe, um die Elementarhydraulite voneinander zu trennen oder zur Wirkung gelangen zu lassen, während dies bei Portlandzement lediglich durch Wasser von Zimmertemperatur erreicht werden kann.

Die Untersuchung des Portlandzementes in petrographischer Beziehung hat die Zementtechniker erst recht in der Annahme des Vorhandenseins eines Trikalziumsilikates als wesentlichen Bestandteil desselben bestärkt. Ich habe gegen diese Ansichten vergeblich angekämpft, indem ich auf die hochbasische, aber kalkarme Hochofenschlacke hinwies, dann auf die Tatsache,

daß meine Hydratwasserbestimmungen mit Zementproben immer genau für die Annahme eines Dikalzium-Metasilikates stimmten. Die einzige Schwierigkeit bei meiner Beweisführung machte mir der überschüssige Kalk, den ich anfänglich als totgebrannt ansah in der Meinung, daß derselbe durch sein träges Löschen keine Treiberscheinung herbeiführen dürfte. Später nahm ich an, daß dieser Kalküberschuß gelöst sein könne.*

Die Bestätigung meiner Ansichten hat nicht lange auf sich warten lassen, denn in der Generalversammlung des Vereins deutscher Portlandzement-Fabrikanten d. J. 1904 berichten uns Direktor Grauer, Dr. Schmidt und Ingenieur Unger (siehe das Protokoll S. 161), daß es ihnen gelungen sei, in einem elektrischen Lichtbogenofen selbst hochkalkige Rohmischungen mit Leichtigkeit zum Schmelzen zu bringen. Es zeigte sich, daß bei einem hohen Kalkgehalte von 66,5 bis 67% die geschmolzene Masse kristallinisch erstarrte; die Untersuchung der isolierbaren Kristalle habe ergeben, daß in „keinem Falle Trikalziumsilikat vorliege“. Zu meiner größten Befriedigung haben jedoch die umfassenden Versuche von Dr. Otto Schott mehrfach dargetan, was ich durch meine Arbeiten innerhalb der Jahre 1898 bis 1901 zu begründen versuchte, d. i.:

- a) Es gibt kein Trikalziumsilikat.
- b) Der bei Verneinung dieser Verbindung sich ergebende Kalküberschuß ist im Portlandzement als feste Lösung anzunehmen.
- c) Im Portlandzement sowie in der hochbasischen, granulierten Hochofenschlacke sind die Kalksilikate und Kalkaluminat als Doppelverbindungen enthalten.**

So kompliziert auch die Zusammensetzung der Zemente oder Schlacken in Bezug auf die Doppelverbindungen und deren Beimengungen sein mag, so kommen bei den Hydratisierungen doch nur die entfernteren Bestandteile, also die Elementarhydraulite, in Betracht; deshalb sind Hydratisierungsversuche in der Art, wie ich sie ausführte, als wichtige Fingerzeige für deren Konstitution zu betrachten. Dr. Otto Schott führt in seiner Dissertation dagegen an, daß ich aus den Zementpulvern kleine Ballen geformt hätte, die ich einen Monat in Wasser liegen ließ, und daß dieselben erfahrungsgemäß von demselben nicht vollständig durchdrungen werden. Das ist ein Irrtum, denn diese Tatsache war mir ja bekannt, und habe ich auf derselben Seite, wo ich über die Hydratisierung des Züllchower Zementes sprach, der unvollständigen Wasseraufnahme der inneren Schichten

* Man sehe die Abbildung 7 einer granulierten Hochofenschlacke in „Stahl und Eisen“ in Dr. Passows Abhandlung: „Portlandzement und Hochofenschlacke“ Jahrgang 1903 Nr. 15 S. 890.

* „Tonindustrie-Zeitung“ 1902 S. 1728.

** Siehe Dr. Schotts Dissertation S. 116 bis 118.

eines Zementballens Erwähnung getan.* In Wirklichkeit habe ich, wie bei den Elementarhydrauliten je 2 g in Wäggläschen mit wenig Wasser zusammengebracht und nach Ablauf einer bestimmten Zeit, welche erfahrungsgemäß für die vollständige Hydratisierung ausreichend war, die Wasseraufnahme als Mehrgewicht bestimmt. Es wäre ein Fehler, diese Zeit willkürlich festzusetzen, z. B. auf 2 bis 10 Monate auszuweichen, sondern es ist dieselbe in jenen Grenzen zu halten, wo die Gewichtsunterschieden einem Minimum zusteuern, wozu allerdings 30 Tage ausreichen.

Für die Erforschung der Konstitution oder Qualität der hochbasischen Hochofenschlacken gibt deren Hydrolyse, trotz der geäußerten Bedenken, sehr wichtige Aufschlüsse, wie dies aus Versuchen hervorgeht, die ich später mitteilen werde.

Es ist bekannt, daß der Aetzkalk, in welcher Form immer, den Erhärtungsprozeß von granulierter Hochofenschlacke beschleunigt, oder sogar wachruft und hierzu mitunter minimale Mengen desselben ausreichen. Wie ich nachgewiesen, wird von der Schlacke dabei gar kein Kalk aufgenommen und kann dieser durch jede andere alkalische Substanz ersetzt werden. Es ist ja auch bekannt, daß man dem hydraulischen Mörtel bei Frostgefahr Sodalösung zusetzt, um die Erhärtung zu beschleunigen. Der gewöhnliche Schlackenzement wird demgemäß dadurch hergestellt, daß man der granulierten Schlacke eine angemessene Menge von feinstem Kalkhydrat beimengt. Der Eisenportlandzement ist nach der Erklärung des Vereins deutscher Eisenportlandzementwerke eine Mischung von Portlandzement und granulierter, geglühter und gemahlener Hochofenschlacke. Bei der Hydrolyse des ersteren wird Kalk frei, welcher dann auch die Hydrolyse und Erhärtung der Schlacke herbeiführt. Eine geeignete granuliert Schlacke kann sogar durch Zusatz von zerrieselter Schlacke hydraulische Eigenschaften bekommen; ein Beweis, daß letztere den Kalk im freien oder disponiblen Zustand enthalten muß. Aber auch rein physikalische Mittel können granuliert Schlacke reaktionsfähig machen, z. B. die Erhitzung auf 200 bis 250° C., welche für die Trocknung derselben vor ihrer weiteren Verarbeitung notwendig ist. Daraus erkläre ich mir die Tatsache, daß eine Probe bereits gemahlener, also gedarrter Schlacke, wie Portlandzement erhärtete, während die anderen glasartigen, ungemahlener Muster nur bei Zugabe von Kalkwasser erhärtet sind. Von mancher Seite empfiehlt man sogar ein schwaches Glühen und soll man aus solcher Schlacke erstaunlich feste Schlackenziegel erhalten. Wenn man den Granu-

lations- oder Abkühlungsprozeß verlangsamt, so soll die Schlacke ebenfalls reaktionsfähig werden, was wohl darauf hinauskommt, daß man sie nach ihrer Erstarrung einige Zeit einer höheren Temperatur aussetzt.* Ferner berichtete C. Canaris jun.,** daß es ihm auf der Niederrheinischen Hütte zu Duisburg gelungen sei, die Schlacke durch Granulierung mit Kalkmilch, direkt in einen vortrefflichen Zement zu verwandeln, was von den Zementtechnikern sehr ungläubig aufgenommen wurde.

Es ist kein Grund vorhanden, alle diese mit Bestimmtheit angeführten Angaben als übertrieben zu bezeichnen, wenn man die geringe Stabilität der hochbasischen Schlacke in Betracht zieht und sich daran erinnert, daß sich alle diese in Vorschlag gebrachten Veredlungsmethoden nicht allgemein anwenden lassen und deren Erfolg ganz und gar von der chemischen Zusammensetzung in Bezug auf den Gehalt von Kalk und Tonerde, abhängig ist.

Da nun die Zemente und die Schlacken in der Hauptsache Doppelverbindungen sind, so muß bei deren Hydrolyse oder Erhärtung wohl vorerst die Zersetzung und die Bloßlegung der Elementarhydraulite vorausgehen, und diese Entmischung scheint bei geeigneter chemischer Zusammensetzung sehr leicht, andernfalls aber schwierig vor sich zu gehen. Wie es scheint, erfolgt diese Spaltung leichter bei hohem Kalk- und Tonerdegehalt, also leicht bei Portlandzement und schwieriger bei kalk- und tonerdearmen Schlacken. Diese Trennung scheinen alkalische Substanzen sehr leicht zu bewerkstelligen, daher der Nutzen eines gewissen Kalküberschusses bei Portlandzement und der Kalkzusatz bei Schlackenzement.

Um über die Wirkung der Wärme auf granuliert Schlacke einige Aufschlüsse zu bekommen, habe ich von meinem früheren Assistenten Max Dörfler einige Versuche mit mehreren zur Zementerzeugung bestimmten Hochofenschlacken anstellen lassen, die ich seinerzeit für meine Erstlingsarbeiten benutzt hatte.***

Die eine derselben, die ich seinerzeit mit A bezeichnete und mir im gemahlener Zustande geliefert wurde, besaß folgende chemische Zusammensetzung:

Si O ₂	24,64 %	K ₂ O . . .	1,67 %
Al ₂ O ₃	15,27 "	Na ₂ O . . .	1,37 "
Fe O	1,12 "	CO ₂ . . .	0,54 "
Mn O	0,82 "	SO ₃ . . .	1,72 "
Ca O	49,70 "	S als Sulfid	1,45 "
			101,59 %
Mg O	3,29 "	O ab für S	0,73 "
			Bleibt 100,86 %

* Nach brieflichen Mitteilungen des Obergeringens Timm in Hamburg.

** „Stahl und Eisen“ 1904 Nr. 14 S. 813.

*** „Zur Erhärtungstheorie des natürlichen und künstlichen hydraulischen Kalkes“. 1898, oder „Chemische Industrie“ 1898.

* „Zur Erhärtungstheorie der hydraulischen Bindemittel“ 1901 S. 85, oder „Chemische Industrie“ 1901 S. 446.

Der Sättigungsgrad, d. h. der Quotient, den man erhält, wenn man die Anzahl der Basenmoleküle durch die Anzahl der Säuremoleküle dividiert, beträgt 1,92. Die Kalkmenge reicht demnach nur knapp bis zur Bildung eines Dikalziumsilikates aus, ist aber doch als eine sehr kalkreiche Schlacke anzusehen. Aus diesem Grunde und weil dieselbe vor dem Vermahlen gewiß stark erhitzt wurde, erhärtete sie ohne jeglichen Zusatz, wie Portlandzement. Die unter Einhaltung gewisser Bedingungen vorgenommenen Hydratisierungsversuche lieferten folgende Ergebnisse:

	Tagen	% Hydratwasser
Nicht geglüht. Im reinen Wasser aufgenommen nach	< 7	1,93
4 Stunden zur Rotglut geglüht. Im reinen Wasser aufgenommen nach	< 7	2,09
Nicht geglüht. Im Kalkwasser aufgenommen nach	< 30	3,48
	30	5,93

Die Härte war in allen drei Fällen recht befriedigend, besonders aber im letzten Falle; ein Beweis, daß das Kalkwasser bei dieser Schlacke am wirksamsten ist.

Eine zweite granulirte, aber nicht gemahlene Schlacke von glasiger Beschaffenheit, die ich seinerzeit mit IIIb bezeichnete, besaß folgende chemische Zusammensetzung:

	%		%
SiO ₂	27,09	K ₂ O	0,86
Al ₂ O ₃	17,48	Na ₂ O	0,57
FeO	0,56	SO ₃	0,14
MnO	0,10	S als Sulfid	0,66
CaO	50,59		100,34
MgO	2,29	O ab für S	0,33
		Bleibt	100,01

Der Sättigungsgrad dieser Schlacke beträgt 1,54, ist also kleiner. Die aufgenommenen Hydratwassermengen betragen bei Anwendung von reinem Wasser in 30 Tagen:

	%
Ungeglüht	0,78
4 Stunden geglüht	2,40

Die erste Probe erhärtete nicht, die zweite wurde ziemlich hart. Eine dritte granulirte, nicht gemahlene Schlacke von glasiger Beschaffenheit, die ich seinerzeit mit IIb bezeichnete, besaß folgende chemische Zusammensetzung:

	%		%
SiO ₂	27,44	K ₂ O	0,77
Al ₂ O ₃	17,23	Na ₂ O	0,59
FeO	0,50	S als Sulfid	3,77
MnO	0,57		101,58
CaO	47,05	O ab für S	1,88
MgO	3,66	Bleibt	99,70

Der Sättigungsgrad dieser Schlacke beträgt 1,3, ist also noch kleiner. Die aufgenommene Hydratwassermenge betrug bei Anwendung von reinem Wasser in 30 Tagen:

	%
Ungeglüht	0,89
Geglüht	1,56

Die erste Probe erhärtete nicht, die zweite erlangte nur eine sehr mäßige Härte. Die letzten zwei Schlacken von glasiger Beschaffenheit wurden durch das Glühen matt und weißlich, ein Beweis, daß eine Art Entglasung eingetreten ist. Wie man aus obigen Versuchen ersieht, übt die Erhitzung der granulierten Hochofenschlacke einen günstigen Einfluß aus, doch sind mir auch Fälle bekannt, wo das Gegenteil eingetreten ist; ein Beweis, daß sie nur in beschränktem Maße oder innerhalb engezogener Grenzen günstig sei und der chemischen Zusammensetzung der Schlacke angepaßt werden müsse. Eine gänzliche Auslösung der Hydratmoleküle, die wohl in allen Fällen nur schrittweise erfolgen dürfte, scheint aber doch nur eine alkalische Substanz zu bewirken.

Wie man sieht, ist die Hydratwassermenge selbst der im Kalkwasser erhärteten Schlacke viel kleiner als beim Portlandzemente; und das liegt zumeist an der geringeren Kalkmenge. Das Monokalksilikat, welches sich in der Schlacke in größerer Menge vorfinden muß, bindet kein Wasser und scheidet kein Kalkhydrat aus und beteiligt sich an der Erhärtung lediglich durch sein Quellungsvermögen. Das Monokalzium-Aluminat bindet nur 18,5% Wasser, während das Dikalzium-Aluminat 25,1% für den abgespaltenen Kalk und die abgespaltene Tonerde erfordert. Es wäre indessen sehr leicht möglich, daß man Schlackenproben längere Zeit im Wasser liegen lassen muß, um die Hydratisierung zu Ende zu führen.

Ich habe mich mit der Untersuchung der Schlacken nicht weiter befassen können, da ich von meinem Amte zurückgetreten bin. Diese Arbeiten hinterlassen also noch eine Lücke, deren Ausfüllung Anderen überlassen werden muß; nur möchte ich noch demjenigen, der dieselben fortsetzen will den Rat erteilen, die Hydratisierung auch bei höheren Temperaturen (40 bis 50° C.) vorzunehmen. Falls sie vollständiger stattfinden sollte, so wäre dies ein Beweis, daß bei der Schlacke die Zerlegung der Doppelverbindungen unter den gewöhnlichen Verhältnissen träger und nicht vollständig erfolgt.



Neuerungen an Trockenkammern für Eisen- und Stahlgießereien.

Um schwierige Gußstücke und um dichten Guß mit geringerem Risiko herzustellen, trocknet man nicht bloß die Kerne, sondern die ganzen Formen. Dampfzylinder und Pumpenkörper pflegt man nur in getrockneten Formen zu gießen. Das Trocknen der Formen geschieht entweder auf dem Formplatze selbst durch Koks- oder Feuerkörbe, bewegliche Trockenöfen oder in besonderen Trockenkammern.

Man kann wohl sagen, daß heute in vielen Gießereien die Bauart und der Betrieb der Trockenkammern im argen liegt und Löhne und Brennstoffe in denselben verschwendet werden. Besonders aber nehmen die Trockenkammern zu meist viel zu viel des wertvollsten Platzes in der Gießerei in Anspruch. Alte Trockenkammern sind oft als große Räume mit Rundbogendecke wie Klosterhallen ausgeführt worden. Die in den Kammern befindlichen Feuerungen wurden durch Mauern abgeschlossen, damit die Kerne nicht durch unmittelbare Berührung mit dem Feuer verbrennen konnten. Die Verbrennungsgase sollten den ganzen Raum der Kammer ausfüllen und wurden nur in geringe Bewegung gesetzt, denn die irgendwo befindliche Esse hatte nur schwachen Zug. Natürlich wurden die eingesetzten Formen nur an einzelnen Stellen der Kammer gut durchgetrocknet.

Gewöhnlich wurde am Tage geformt, die Kammer blieb daher des Tages kalt, sie wurde Abends mit den Formen beschiebt und Nachts geheizt. Auf den Brennstoffverbrauch kam es weniger an, man war zufrieden, wenn man des Morgens die Formen, welche in der Kammer eingesetzt waren, in allen Teilen getrocknet fand. Der Transport der Formen zur Kammer und aus derselben geschah bei kleinen Stücken von Hand, bei größeren entweder mittels eines Kranen, welcher über die Kammer reichte, oder durch Trockenwagen, welche außerhalb der Kammer beladen wurden und auf welchen die Formen in der Kammer stehen blieben. Diese Trockenwagen liefen entweder auf einer Schienenspur oder auf einem ebenen Eisenplattenbelag. Solch eine Kammer, welche heute noch vielfach gefunden wird, stellt Abbildung 1 dar.

Mit der Zeit wurden infolge höherer Produktion der Gießereien auch die Ansprüche gesteigert, welche man an die Trockenkammern stellte, und man half sich, indem man neue Kammern anlegte, da wo gerade ein Plätzchen verfügbar war, während man besser getan hätte, die vorhandenen Kammern leistungsfähiger zu gestalten. Hin und wieder wurden auch Verbesserungen eingeführt und namentlich den Transporten Rechnung getragen. Man legte deshalb die Trockenkammern entweder an den Giebel

oder neben das Hauptschiff der Gießerei, so daß der Hauptlaufkran bis dicht an die Kammertore streicht, wo er die Beladung der Trockenwagen vornimmt, welche dann nur den kurzen Weg von der Kammer bis unter den Kran zu machen haben. Immerhin wird durch diese Anordnung

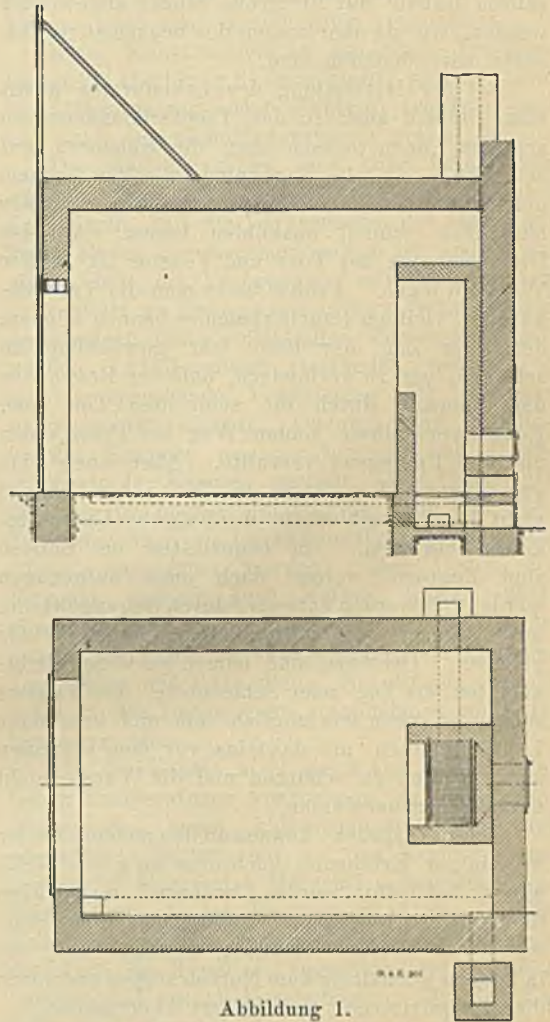


Abbildung 1.

Alte Trockenkammer mit innerhalb der Kammer liegender Feuerung.

ein sehr wertvoller Teil der dem Hauptlaufkran zur Verfügung stehenden Fläche dauernd für das Trocknen der Formen in Anspruch genommen.

Große Formen, besonders solche für schweren Lehmguß, werden am besten durch den Kran selbst in die Trockenkammer gesetzt. Um dies zu ermöglichen, wird entweder die ganze Decke der Trockenkammer abgehoben, oder es befindet sich in der Decke ein Schlitz, in welchem sich beim Transport der Formen das Kranseil be-

wegen kann, und der später von Hand durch einzelne Deckel oder durch eine Gesamtdecke, welche der Kran abhebt, geschlossen wird. Die Decke solcher Trockenkammern ist immer teilweise freitragend und muß deshalb statisch berechnet und richtig ausgeführt werden. Die Schlitztrockenkammern sind wegen ihrer Decken und Türbauart ziemlich teuer, auch nicht so leicht dicht zu halten, wie gewöhnliche Kammern mit senkrecht beweglichen Aufzugstüren, und sollten deshalb nur für große Stücke angewendet werden, wo sie aber wegen der bequemen Transporte wirtschaftlich sind.

Bei der Herstellung der Lehmformen pflegt man vielfach auch in den Trockenkammern zu arbeiten, dann müssen aber die Kammern gut beleuchtet sein, die Kernspindeln sollen bequem gehandhabt werden können und die Kammer muß sich schnell auskühlen lassen. Auf das Dichtschließen der Tore und Fenster ist großer Wert zu legen. Früher hätte man die Trockenkammer vielfach Räucherammer nennen können, denn der Zug der Esse war gewöhnlich zu schwach, um zu verhindern, daß der Rauch aus der Kammer durch die schlechten Tor- und Fensterverschlüsse seinen Weg ins Freie nahm und die Umgegend veruufte. Aber auch eine gut saugende Esse kann das Rußen der Kammer nicht immer verhindern, wenn grobe Undichtigkeiten bestehen. Am bequemsten im Betrieb sind Zugtore, welche nach oben aufgezo-gen werden; sie werden entweder durch Gegengewichte ausbalanciert oder mittels einer kleinen Winde gehoben. Drehtore sind immer schwerer dichtzuhalten, als Zug- oder Schiebetore. Die Fenster sollten so klein wie möglich sein und von innen Läden besitzen, um das Glas vor dem Veruufen einigermaßen zu schützen und die Wärme nicht unnötig herauszulassen.

Diese Ansprüche können in den meisten Fällen bei einiger Erfahrung auch ohne zu große Geldmittel befriedigt werden, während man ihnen in mancher „modernen“ Gießerei mit einem Aufwand von Kosten Rechnung getragen hat, die in keinem Verhältnis zum Nutzen stehen und durch die Kompliziertheit der Bauart überraschen.

Für ganz große Formen, besonders wenn sie für Stahlguß bestimmt sind, wendet man auch Trockenkammern an, bei denen der Boden als Wagen ausgebildet ist und mit der Form zugleich ausgefahren wird. Eine solche Kammer wird jedenfalls warm bleiben können, während die ausgefahrene Form sich so schnell abkühlt, daß an ihr alsbald weitergearbeitet werden kann, was ihre Leistung wesentlich steigert.

Obwohl es auf der Hand liegt, daß die in die Trockenkammer selbst eingebaute Feuerung den wertvollen Platz in derselben sehr vermindert, auch zum Verbrennen der in ihrer Nähe befindlichen Kerne Veranlassung bietet, so

ist dieselbe noch häufig beibehalten worden und schädigt die Leistung der Trockenkammer auf das empfindlichste, so daß übermäßig große Flächen der Gießerei von den Trockenkammern in Anspruch genommen werden müssen.*

Deshalb ist es als ein großer Fortschritt zu betrachten, wenn die Feuerung vor die Kammer oder abseits von ihr angelegt wird. Gasfeuerung anzuwenden, scheuen sich viele Gießereingenieure und Gießmeister; aber auch mit Halbgasfeuerung läßt sich manches erreichen. Bei vielen Werken fehlt es indes in der Nähe der Trockenkammern an Platz, und anstatt die Trockenkammern zu verlegen oder gründlich zu verbessern, bleibt es beim alten und die Trockenkammern bilden einen Hemmschuh für die Leistung der ganzen Gießerei und den erzielten Gewinn. Einzelne kleine Verbesserungen an der Feuerung oder Gasabführung heben wohl die Leistung um ein geringes und entzücken den Gießmeister, aber wenn durchgreifende Erfolge erzielt werden sollen, muß gewöhnlich die ganze Anlage geändert werden.

Der Uebergang zur Gasfeuerung oder Halb-gasfeuerung ist schon vielseitig empfohlen worden, er ist kein Sprung ins Dunkle und kann in den meisten Fällen ohne weiteres gewagt werden, um so mehr als die Gasfeuerung in immer weiteren Kreisen eingeführt wird und man fast überall Personal findet, welches mit ihr vertraut ist.

Die Vorteile dieser Feuerung bestehen darin, daß die ganze Grundfläche der Kammer wirklich zum Trocknen benutzt werden kann, und daß man mit einem großen, mäßig erhitzten Luftquantum arbeitet, das schneller und billiger trocknet als übermäßig heiße Verbrennungsgase, welche, direkt vom Verbrennungsrost kommend, die Kerne leicht verbrennen. Der Wärmeverlust, den die Gase vor ihrem Eintritt in die Trockenkammer erleiden, ist wesentlich geringer als der Verlust, welcher bei direkter Feuerung durch die hohe Temperatur der in der Esse entweichenden Gase entsteht. Eine Trockenkammer mit Halbgasfeuerung für Lehmguß zeigt die in Abbildung 2 im Prinzip dargestellte Schlitz-trockenkammer.

Man hat auch versucht, die Trockenkammern mit Dampf zu heizen, wofür besonders die Firma Max Jahn in Leipzig-Leutzsch gewirkt hat. Es muß anerkannt werden, daß die Dampfheizung reinlich, hygienisch und in vielen Fällen sehr bequem ist; aber es ist auch klar, daß Dampf selbst von 10 Atm. Überdruck bei 183° Wärme keine hohen Temperaturen erzielen kann, und daß er das nicht leisten kann, was die direkt wirkenden Verbrennungsgase, welche bei viel höherer Temperatur noch das Bestreben

* Vergl. E. Freytag: „Neuere Gießereien in den ersten Jahren des zwanzigsten Jahrhunderts.“; „Stahl und Eisen“ 1906 Nr. 12 bis 14.

haben, begierig Wasser aufzunehmen, zu leisten in stände sind. Es wird deshalb die Dampfeheizung beim Betrieb der Trockenkammern kein Feld der Entwicklung finden.

Ein Vergleich der Leistungen von verschiedenen Trockenkammern läßt sich zahlenmäßig im allgemeinen schwer anstellen, weil es darauf ankommt, in welchem Maße und in welcher Weise die Kammern beschickt werden. Die Trockenkammer soll Wasser aus den Formen und Kernen verdampfen; einen gewissen Maßstab für ihre Leistung würde es immerhin

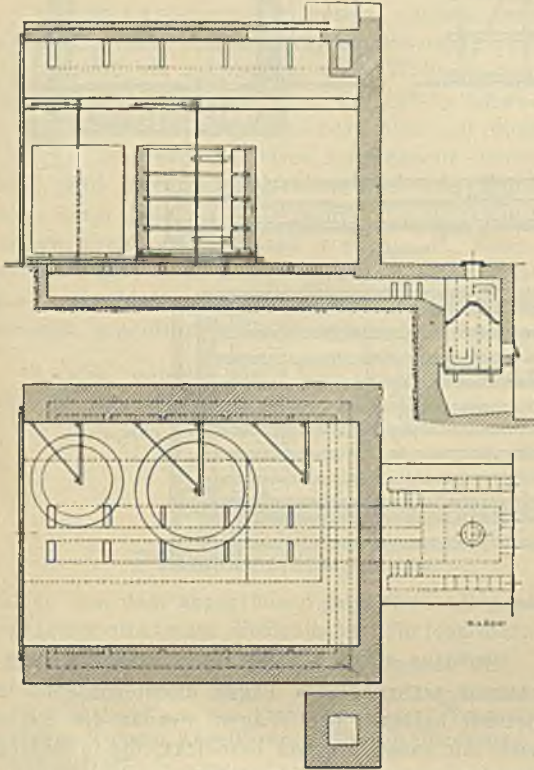


Abbildung 2.

Trockenkammer mit Halbgasfeuerung.

bilden, wenn man die Formen vor und nach dem Einsetzen in die Kammer wiegen wollte. Dabei ist es aber nicht gleichgültig, wo das Wasser sich in den Formen befindet, und ob es an einzelnen Stellen angehäuft ist, ferner welchen Teil der Trockenarbeit der Brennstoff in der Kammer und welchen der Zug der Esse leistet. Von der allergrößten Wichtigkeit aber ist die Art, wie die Kammer beschickt und wie das Feuer in ihr unterhalten wird, wenn man mit mäßigem Brennstoffverbrauch viel leisten will. Angaben über den Brennstoffverbrauch für das Kubikmeter Kammerinhalt oder für die Tonne Eisenguß, dessen Formen in ihr getrocknet worden sind, haben daher wenig Wert.

Gute Erfolge wird man erzielen, wenn man die Trockenkammer spezialisiert und für ihre

vollständige Ausfüllung mit Formen Sorge trägt. Meist bleibt der Nachteil bestehen, daß die Temperatur und die Luftzirkulation in der Trockenkammer eine ungleiche ist, und daß infolgedessen die Wirkung des Brennstoffes nicht voll zur Geltung kommt. Ich habe deshalb eine Konstruktion entworfen und für das Verfahren, die Kammer zu betreiben, Patentschutz erworben (D. R. P. Nr. 184 198), welche geeignet ist, diesen Uebelstand zu beseitigen und die Leistung der Trockenkammer auf gegebener Fläche bei größter Oekonomie wesentlich zu erhöhen, dabei aber Gasfeuerung voraussetzt.

Diese Konstruktion ist an einer Trockenkammer (Abbildung 3) dargestellt, welche Kerne für Röhrenfasson- oder Hohlguß trocknen soll und nach dem Schubladensystem gebaut ist.

Die Kammer möge hier kurz beschrieben werden. Der springende Punkt des Patentbesitzes liegt darin, daß die Verbrennung des Gases auf beide Enden der Kammer gelegt ist, indem auf einem Ende die Verbrennung mit beschränktem Luftzutritt zu Kohlenoxyd erfolgt, während auf dem andern Ende vollständige Verbrennung mit großem Luftüberschuß stattfindet, wobei noch eine entsprechende Verdünnung der Verbrennungsprodukte eintritt. Dadurch wird die Hitze in der Kammer weniger intensiv und gleichmäßig in der Kammer verteilt. Die Bauart der Kammer ist höchst einfach, sie kann mit einer Tür oder auch als Durchfahrtskammer mit zwei Türen ausgeführt werden. Der Boden der Kammer enthält zwei Reihen Kanäle übereinander (hier je acht Stück), von denen die untere Reihe die zur Verbrennung erforderliche Luft führt und dazu dient, die Wärme, welche sonst in den Boden geht, aufzunehmen und nutzbar zu machen.

Da die Kanäle nicht groß sind, auch keine hohen Temperaturen vorkommen, so genügen als Baumaterial harte, halbfeuerfeste Steine und ebensolche Platten, nur an den Verbrennungsstellen ist feuerfestes Material notwendig. Auf einem Ende A der Kammer wird das Gas im Kanal G, auf dem andern Ende B der Kammer die Luft im Kanal L zugeführt, beide Zuführungen sind natürlich regulierbar. In den Kanälen 1, 4, 5 und 8, welche unten liegen, strömt nun Luft vom Kammerende B zum Kammerende A und vereinigt sich hier mit dem aus dem Gas kanal tretenden Gase, um zur teilweisen Verbrennung zu gelangen und die Verbrennungsprodukte in die Kanäle I, IV, V und VIII, welche über den Kanälen 1, 4, 5 und 8 liegen, nach dem Kammerende B abzugeben. Da hier nicht die zur Verbrennung genügende Luftmenge zugeführt wird, so wird sich in den Kanälen I, IV, V und VIII meist Kohlenoxydgas bewegen, welches die Wände mäßig erhitzen kann. Am Ende B der Kammer wird diesem Kohlenoxyd-

gas aus den Kanälen 2, 3, 6 und 7 vorgewärmte Luft zugeführt, und zwar in so reichlichem Maße, daß die Verbrennung mit starkem Luftüberschuß erfolgt. Dadurch wird die Temperatur der Verbrennungsprodukte bei B, welche sonst eine hohe sein würde, verhältnismäßig

leicht laufend bequem von Hand bewegt werden können und aus der Kammer auf ein eisernes Gerüst geschoben werden, von welchem sie durch einen leichten Kran abgehoben und auf einen Platz abgesetzt werden, wo sie beladen und entladen werden.

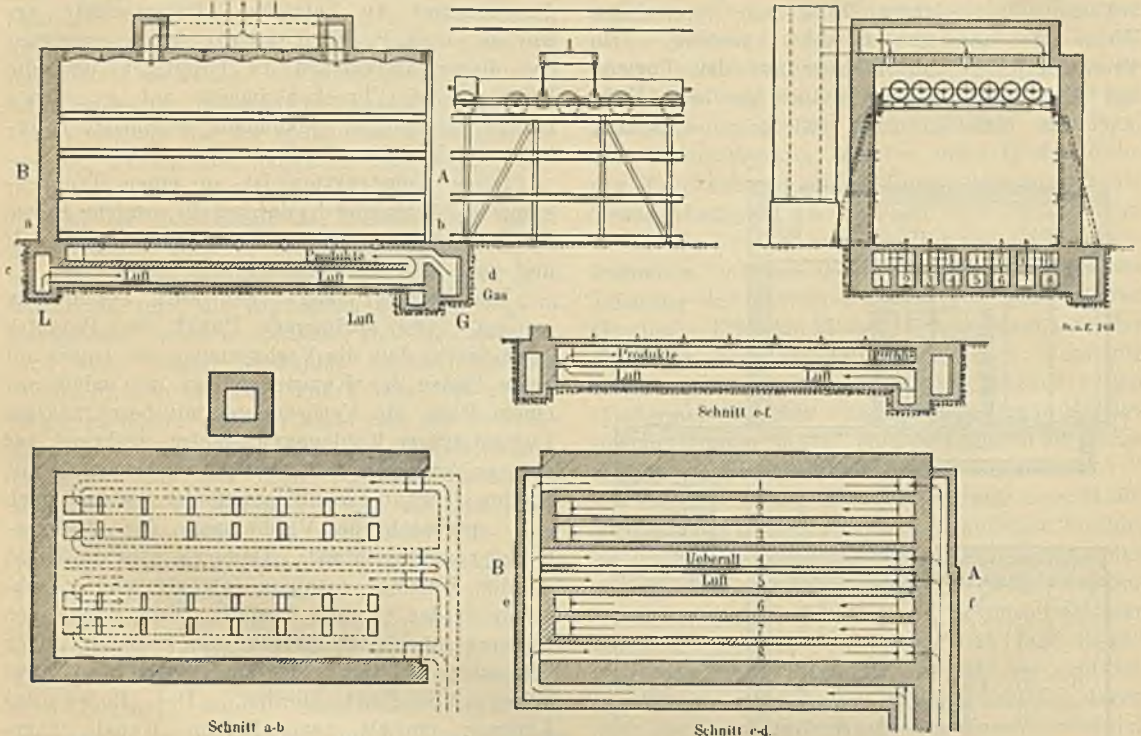


Abbildung 3. Trockenkammer, Patent Freytag.

niedrig gehalten, und die in den Abzugskanälen II, III, VI und VII sich bewegenden Gase werden aus den Schlitzen, welche im Boden der Kammer gelassen sind, mit entsprechender Temperatur in die Kammer treten und eine gleichmäßig trocknende Wirkung in ihr ausüben. Das Absaugen der Verbrennungsgase gemeinschaftlich mit dem den Formen oder Kernen entnommenen Wasserdampf geschieht von der Decke der Kammer aus durch die Esse.

Das Beschicken der Kammer erfolgt durch vier übereinander angeordnete Wagen, welche

In dieser Weise läßt sich eine Trockenkammer während des Tages ununterbrochen in Betrieb halten. Die Wagen werden der Reihe nach mit nassen Kernen beschickt, die in einigen Stunden getrocknet abgeführt werden können. Die Kammer wird daher in einer Schicht von 12 Stunden (die Pausen werden mit ausgenutzt) ihren Inhalt drei- bis viermal wechseln können, ohne daß nasse oder verbrannte Kerne herauskommen, und wird das leisten, was sonst mehrere alte Kammern nicht erzielen konnten.

E. Freytag.

Mitteilungen aus dem Eisenhüttenlaboratorium.

Bestimmung des Siliziums in Ferrosiliziumverbindungen und Metallsiliziden.

Für die Aufschließung derartiger Verbindungen empfiehlt Ad. Jouve* folgenden Gang: 0,2 bis 0,5 g des fein gepulverten Materials werden mit der 2 bis 3fachen Menge Salpeter ge-

mischt und in einen Nickeltiegel gebracht, welcher bereits 15 g Aetznatron und 2 g Salpeter enthält, welche schon geschmolzen waren. Man erhitzt nun den Tiegelinhalt auf dunkle Rotglut, bis keine Gasentwicklung mehr sichtbar ist. Nach dem Erkalten löst man mit heißem Wasser, säuert mit Salpetersäure an, verdampft auf dem Wasserbade bis zur Hautbildung, löst das Häutchen mit wenig Wasser, setzt zur Lösung die gleiche Menge Salpetersäure, dampft auf dem

* „Rev. général de Chim. pure et appl.“ 1907, 10, 85.

Sandbado ein, so daß immer Salpetersäure vorhanden ist. Man nimmt mit Wasser auf, setzt Salzsäure zu, filtriert, glüht und wägt die Kieselsäure. Die Methode soll nur eine Filtration und ein einmaliges Eindampfen erfordern. Jaboulay* hat die Methode nachgeprüft. Seiner Meinung nach ist sie in dieser Form nicht genau. Das zweimalige Eindampfen und Filtrieren ist nicht zu umgehen.

Analysenmethode für Wolframit und Hübnerit.

Um als Handelsware zu gelten, müssen diese Mineralien einer Aufbereitung unterworfen werden, so daß sie mindestens 60% Wolframsäure und höchstens 0,25% Phosphor und 0,01% Schwefel enthalten. Praktisch reichert man auf über 70% an und ontfornt durch magnetische Scheidung Zinn bis auf weniger als 2%. Der Wolframit kann dann im elektrischen Ofen direkt auf Ferrowolfram verschmolzen werden. P. Nicolardot** gibt einen Analysengang, welcher Wolfram und die Verunreinigungen schnell zu bestimmen gestatten soll. Man schmilzt das ge-

* „Rev. général de Chim. pure et appl.“ 1907, 10, S. 161.

** „Comptes rendus“ 1907, 144. 859.

pulverte Mineral in einem Silbertiegel mit Soda, indem man die 1½ fache Menge Soda auf den Boden bringt, darauf die Substanz und darüber nochmals die 1½ fache Menge Soda schüttet. Wenn das Alkali geschmolzen ist, ist der Aufschluß vollendet; man löst mit warmem Wasser, filtriert, oxydiert die Schwefelverbindungen im Filtrat mit Brom zu Sulfaten, neutralisiert mit Salpetersäure, säuert mit Weinsäure an und füllt mit Baryumnitrat. Den Ueberschuß an Baryum füllt man mit Schwefelsäure aus und dampft die Lösung zur Trockne, um die Kieselsäure auszuschleiden. Ist die Kieselsäure gelb, so schmilzt man mit Bisulfat. Auch prüft man die Kieselsäure mit Flußsäure auf Reinheit. In das saure Filtrat leitet man Schwefelwasserstoff, wodurch Arsen, Molybdän und Zinn ausfallen. Das Filtrat macht man ammoniakalisch und leitet wieder Schwefelwasserstoff ein. Wolfram geht in Sulfowolfram über (die Lösung wird durch Schwefeleisen etwas grün), welches bei vorsichtigem Zersetzen mit Salzsäure Schwefelwolfram ausscheidet, das dann mit verdünnter Salpetersäure gewaschen, getrocknet und geglüht wird. In Lösung bleibt etwas Eisen und Phosphor, die man wie üblich trennt. Der ursprüngliche Schmelzrückstand enthält das Eisen, Mangan, Zinnstein und Gangart; er ist aber von Wolframsäure völlig frei.

Bericht über in- und ausländische Patente.

Patentanmeldungen,

welche von dem angegebenen Tage an während zweier Monate zur Einsichtnahme für jedermann im Kaiserlichen Patentamt in Berlin ausliegen.

17. Juni 1907. Kl. 1a, G 23522. Doppelrührherd, bestehend aus der Vereinigung eines Trichterherdes mit einem Kegelherde. Wilhelm Gleichmann, Grund i. Harz.

Kl. 24e, K 30401. Verfahren zur Erzeugung von Kraftgas aus wasserreichen Brennstoffen. Gebr. Körting, Akt.-Ges., Linden b. Hannover.

Kl. 80b, E 11534. Verfahren zur Herstellung feuerbeständiger Steine aus Quarzsand und Wasserglas als Bindemittel. Friedrich Erbreich und Bruno Schwittlinsky, Kattowitz, O.-S.

20. Juni 1907. Kl. 1a, M 23568. Einrichtung zum Entwässern von Feinkohlen, Zusatz zum Patent 179286. Maschinenbau-Anstalt Humboldt, Kalk b. Köln.

Kl. 7b, H 34518. Drahtziehmaschine mit mehreren durch ein Wechsellädergetriebe mit verschiedenen Geschwindigkeiten antreibbaren Ziehtrommeln. James Alexander Horton, Providence, V. St. A.; Vertr.: M. Mossig, Patentanwalt, Berlin SW. 29.

Kl. 7b, D 16019. Maschine zum Schweißen von Rohren und Ringen. Deutsche Oxhydric G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 7b, D 16848. Maschine zum Schweißen von Rohren und Ringen. Deutsche Oxhydric G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 18a, D 16965. Verfahren zur Herstellung von geformten und gesinterten Briquets aus einem Gemisch von Erz, Sintermittel und Melasse. Dr. Friedrich Wilhelm Dünkelberg, Wiesbaden, Rüdelsheimerstraße 10.

Kl. 18c, D 16635. Verfahren, die Oxydation von Eisen- und Stahl Draht sowie von anderem Walzeisen durch Abkühlen unmittelbar nach dem Walzen zu verhindern. Carl Debusch jr., Koblenz, Bardelebenstr. 13.

Kl. 18c, S 22469. Verfahren und Vorrichtung zum Erhitzen und Härten der Spitzen von in Bändern eingesetzten Kratzanzähnen oder Metallstiften auf elektrischem Wege. Adolph Seelemann & Söhne, Neustadt a. d. Orla.

Kl. 18c, Sch 25824. Gleitschienenanordnung in Stoßöfen u. dergl. Paul Schrader, Iserlohn.

Kl. 24c, P 18816. Gasfeuerung mit Sauggas-erzeuger für Dampfkessel und ähnliche Wärmeaustauschvorrichtungen für unmittelbare Verwertung der aus dem Gaserzeuger tretenden heißen Gase. Fa. Julius Pintsch, Berlin.

Kl. 26d, Z 4672. Verfahren zur Behandlung von Torfgas für die Beheizung von Schmelzöfen. Edward Travers Zohrab, London; Vertr.: W. Wagner, Berlin, Marienstraße 17.

Für diese Anmeldung ist bei der Prüfung gemäß dem Unionsvertrage vom ^{20. 3. 83} die Priorität auf ^{14. 12. 00}

Grund der Anmeldung in Großbritannien vom 21. 10. 04 anerkannt.

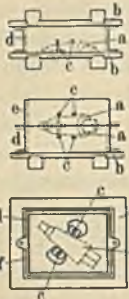
Kl. 80b, C 14470. Verfahren zur Herstellung eines gegen Meerwasser widerstandsfähigen Zements aus Hochofenschlacke. Dr. Heinrich Colloseus, Wilmersdorf b. Berlin, Pragerstraße 29.

Kl. 80c, J 9378. Beheizungsanordnung für Schmelztiegel-, Heiz-, Brenn-, Glasier- und andere Ofen mit einem Rost einer Verbrennungskammer und Verteilerkammern für die Heizgase. The Incandescent Heat Company Limited und Alfred Smallwood, London; Vertr.: E. W. Hopkins und K. Osius, Patent-Anwälte, Berlin SW. 11.

Deutsche Reichspatente.

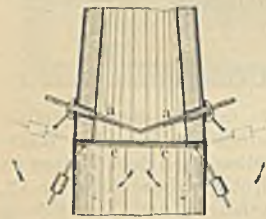
Kl. 31c, Nr. 178329, vom 7. November 1905.
 Heinrich Enge in Posen. *Verfahren zur Bestimmung der richtigen Lage der Modelle auf Modellplatten.*

Von dem auf den Modellplatten zu befestigenden Modell wird zunächst die eine Hälfte *a* zugleich mit den Befestigungsschrauben *c* in einem auf Platte *b* stehenden Kasten *d* eingestampft. Der Kasten *d* wird dann gewendet, die mit ihren Befestigungsschrauben versehene zweite Modellhälfte *a* auf die andere aufgesetzt und in einem Kasten *e* eingestampft; dann werden die beiden Kästen voneinander getrennt und jeder mit seiner Modellhälfte auf eine Modellplatte *f* mit umschließendem eisernem Rahmen *g* aufgesetzt. Die Befestigungsschrauben *c* werden sodann von oben durch Fortnahme des darüber befindlichen Formsandes freigelegt und in die Modellplatte *f* eingeschraubt. Mit der zweiten Modellhälfte wird in derselben Weise verfahren.



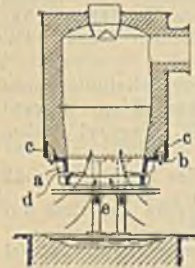
Die so auf den Modellplatten befestigten Modellhälften befinden sich in richtiger Lage zueinander und können sofort (ohne Probeguß) in der Formmaschine verwendet werden.

Kl. 24f, Nr. 179830, vom 11. November 1904.
 Aug. Rübenkamp in Dortmund. *Vorrichtung zum Entfernen der Schlacke bei Gaserzeugern mit einem zum Entfernen der Schlacken nach unten umlegbaren Rost und einem den Einsatz beim Abschlacken stützenden Hilfsrost.*



Der beim Entschlacken des Gaserzeugers in ihn oberhalb des eigentlichen Rostes *c* eingeführte Hilfsrost besteht aus zwei Stützplatten *a*, die auf ihrer Unterseite eine Zahnstange besitzen und mittels eines Zahnradvorgeleges in den Generatorschacht vorgetrieben werden.

Kl. 24e, Nr. 175131, vom 16. April 1905. Thomas Stapf in Ternitz, N.-Oesterreich. *Gaserzeuger mit in der Feuerzone des Schachtes behufs Verhinderung des Ansetzens von Schlacke eingesetzten Kühlkörpern.*



Der Kühlkörper *a* ist mittels eines Flansches *b* oder dergleichen an dem Tragringe *c*, auf dem das Schachtmauerwerk des Gaserzeugers ruht, leicht auswechselbar aufgehängt. Die Kühlkörper bestehen aus an sich bekannten Rippenkühlern oder aus Hohlkörpern, durch die ein Kühlmittel geleitet wird. Letztere empfehlen sich besonders dann, wenn mit Unterwind gearbeitet wird. Schlitz *d* in den Kühlkörpern ermöglichen beim Reinigen des Rostes *e* das Einführen eines Hilfsrostes.

Kl. 18b, Nr. 179739, vom 18. November 1904.
 Carl Henning in Mannheim. *Verfahren zur Herstellung eines dichte Güsse liefernden Roheisens durch Mischen von flüssigem Roheisen mit flüssigem Stahl.*
 Erfinder hat sich die Aufgabe gestellt, ein Roheisen herzustellen, das den üblichen Silizium- und Mangangehalt, aber einen für Roheisen sehr niedrigen

Kohlenstoffgehalt besitzt, wie es zur Erzielung eines dichten Gusses als Zuschlag zu dem gewöhnlichen Gießereiroheisen aus England eingeführt wird. Durch Zusammenschmelzen von Roheisen und Stahlabfällen im Kupolofen läßt sich nur ein sehr ungleicher Guß erzielen. Erfinder schlägt deshalb vor, das Roheisen für sich auf die Schmelztemperatur des Stahles zu erhitzen und davon nur so viel dem gleichfalls geschmolzenen Stahle zuzusetzen, daß ein Zwischenprodukt erhalten wird, das mit dem oben genannten englischen Gießereiroheisen gleichartig ist. Es wird nach gutem Umrühren zu Massen vergossen und als Zuschlag zu gewöhnlichem Gießereiroheisen benutzt.

Beispielsweise kann man 40 % flüssigen Stahl mit 60 % flüssigem Roheisen mischen:

	C in %	
40 % Stahl	0,60	0,2400
60 % Roheisen	3,50	2,1000
	C = 2,3400	

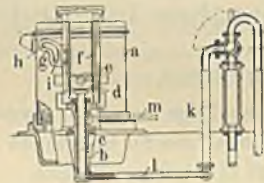
und erhält dann ein Zwischenprodukt, welches, mit 60 bis 70 % gewöhnlichem Roheisen zusammengeschmolzen, einen vorzüglichen Zylinderguß liefert.

	C in %	
30 % Zwischenprodukt	2,34	0,7000
70 % Roheisen	3,60	2,5200
	C = 3,2200	

	C in %	
40 % Zwischenerzeugnis	2,34	0,9300
60 % Roheisen	3,60	2,1600
	C = 3,0900	

Kl. 31a, Nr. 179700, vom 3. Dezember 1905.
 Georg Rietkötter in Hagen i. W. *Kippbarer Tiegelschmelzofen.*

Zu beiden Seiten des Tiegelofens *a* befindet sich ein Druckzylinder *b* mit Kolben *c*, letzterer trägt mit einem Lagerstück *d* die Schwingzapfen *e* des Tiegelofens, die in senkrechten Führungsrahmen *f* gleiten. An diesen ist ein zweites Führungsstück *g* mit im oberen Teil bogenförmigem Führungsschlitz *h*, in dem ein am Ofen *a* befestigter Bolzen *i* gleitet.



Beim Anlassen des Druckmittels durch Rohre *k* und *l* wird der Tiegelofen zunächst gehoben und dann gekippt.

Der Kolben *c* kann als Differentialkolben ausgebildet sein und durch ein Rohr *m* zum beschleunigten Senken des Ofens das Druckmittel zugeführt werden.

Kl. 7c, Nr. 177489, vom 21. Februar 1906.
 Firma Thyssen & Cie. in Mülheim a. d. Ruhr. *Verfahren zur Herstellung von schmiedeisernen Muffen an Rohren.*



Auf das Rohr *a* wird zunächst ein Ring *b*, auf diesen ein Ring *c* und schließlich auf letzteren ein Ring *d* aufgeschmüpft. Hierauf wird das Rohrende mit den aufgesetzten Ringen auf Schweißhitze gebracht und werden sämtliche Ringe in passenden Gesenken miteinander und mit dem Rohr verschweißt.

Kl. 18a, Nr. 173688, vom 13. Januar 1905.
 J. Eduard Goldschmid in Frankfurt a. M. *Verfahren zum Zusammenballen malmiger Eisenerze durch eine Gasflamme im Drehofen.*

Die Eisenerze werden möglichst ohne Zuschläge im unteren Teile eines Drehofens in einer kurzen, scharf begrenzten, durch eine regelbare, mit Gas und Luft unter erheblichem Druck beschickte, scharf begrenzte Stichflamme einer Hitze von mindestens 1000° C. ausgesetzt. Als Gas wird vorzugsweise Wassergas benutzt.

Statistisches.

Bergbau- und Hüttenenerzeugnisse Oesterreichs 1905 und 1906.

Dem „Statistischen Jahrbuche“ des k. k. Ackerbauministeriums für das Jahr 1906“ entnehmen wir nachstehende Angaben über die Menge und den Wert der für die Eisenindustrie wichtigsten Bergbau- und Hüttenenerzeugnisse Oesterreichs in den beiden letzten Jahren:

Gegenstand	Menge in Tonnen		Gesamtwert in Kronen		Gegenstand	Menge in Tonnen		Gesamtwert in Kronen	
	1906	1905	1906	1905		1906	1905	1906	1905
Eisenerze . . .	2253662	1913782	19531074	16814437	Koks	1677646	1400283	30163760	24654447
Manganerze . .	13401	13780	216438	220461	Früscherei-				
Wolfraemerze .	56	59	109906	119232	roheisen . .	1044412	947035	79027413	69836448
Steinkohle . .	13473307	12585263	118063250	99874726	Gießereiroh-				
Braunkohle . .	24167714	22774226	105838258	100956961	eisen	177818	172579	15097935	13390748
Steinkohlen-					Roheisen				
briketts . . .	142135	136059	1820459	1721499	überhaupt .	1222230	1119614	94125398	83227196
Braunkohlen-									
briketts . . .	110229	82729	1134357	911973					

* II. Heft, 1. Lieferung: „Der Bergwerksbetrieb Oesterreichs“. Wien 1907, Hof- und Staatsdruckerei.

Berichte über Versammlungen aus Fachvereinen.

Association des Ingénieurs sortis de l'École de Liège.

Am 2. März d. J. sprach Hr. Léon Greiner, Ingenieur der Gesellschaft Cockerill, über die

wirtschaftliche Erzeugung motorischer Kraft in Hüttenwerken bei Verwendung von Koksofen- und Hochofengasen.*

Der Vortragende bespricht eingangs die Rolle, welche Koksofen und Hochofen als Gaserzeuger spielen. Die für weitergehende Benutzung bei Koksofen zur Verfügung stehende überschüssige Gasmenge gibt er auf 35 % des insgesamt erzeugten Gases an oder für die Tonne eingebrachte Kohle auf 84 cbm. Bei einem durchschnittlichen Ausbringen von 80 % an Koks stehen also für die Tonne Koks 105 cbm Gas von je 4000 Kalorien (im Mittel) zur Verfügung. Die bei dem Hochofen verfügbare Menge Gas stellt sich für die Tonne Roheisen auf 40 % von 4500 cbm des insgesamt erzeugten Hochofengases, das sind 1800 cbm von je 950 Kalorien (im Mittel). Greiner bespricht dann weiter die Verwertung dieser Gase für motorische Zwecke, ohne daß bei der gründlichen früheren Durcharbeitung dieses Gebietes** neue Zahlen gegeben werden. Interessant ist nur die Feststellung, daß bei Koksofengas die Anzahl der tatsächlich zur Verfügung stehenden effektiven Pferdekraftstunden gleich ist der wöchentlichen Koksproduktion in Tonnen, und bei Hochofengasen gleich der Monatsproduktion von Roheisen in Tonnen. Es werden dann ausführlich die einzelnen Faktoren besprochen, aus denen sich der Selbstkostenpreis der mit Gasmaschinen gewonnenen Kraft zusammensetzt, um dann auf Grund der zutreffenden Zahlen den Selbstkostenpreis der Kilowattstunde, wie er sich bei der Gesellschaft Cockerill stellt, auszurechnen. Auf den Werken der genannten Gesellschaft sind z. Zt. etwa 540 elektrische

Motoren in Betrieb, von denen einige 300, 800 und 1500 P.S. leisten. Zur Versorgung dieser Motoren mit Kraft sind 2 (elektrische) Gaszentralen vorhanden, von denen die eine größere mit Hochofengas, die andere mit Koksofengas betrieben wird. Beide erzeugen Gleichstrom und arbeiten parallel, obwohl sie 1200 m voneinander entfernt liegen. Cockerill verfügt in diesen Zentralen über 5700 Kilowatt, das sind mehr als 8000 P.S., eine Zahl, die am Ende des Jahres 1907 auf 10000 P.S. gestiegen sein wird, wenn die jetzt im Bau befindliche Maschine von 2000 P.S. in Betrieb gekommen ist. In dem Maße, wie die Entwicklung der Gaszentralen vorwärts gegangen ist, haben sich auch die Kosten für das Kilowatt vermindert, wie folgende Zahlen zeigen:

Jahr	Anzahl der installierten Kilowatt	Kostenaufwand für das Kilowatt
1901	900	530 %
1903	1900	428 "
1904	2900	356 "
1905	3900	342 "
1906	4900	320 "

Diesem letzteren Kostenaufwand von 320 % entsprechen bei einer jährlichen Amortisierungsquote von 13 % 41,60 %. Die Betriebskosten (Löhne, Oel, Unterhaltung, Reparaturen usw.) stellten sich im ersten Halbjahre des Betriebes auf 0,52 Pfennige. Bei einer auf das Jahr umgerechneten Leistung von 4380 Stunden stellte sich der Selbstkostenpreis des Kilowatts in Seraing zusammen auf

$$\frac{41,60}{4380} + 0,52 = 1,46 \text{ ø.}$$

Vortragender bespricht dann weiter den Einfluß der Verwendung der Hochofengase auf die wirtschaftlichen Verhältnisse im Berg- und Hüttenwesen und kommt zu dem Schlusse, daß die Koks- oder der Koks allein im hüttenmännischen Betriebe der Träger aller Energie ist, die benötigt wird, um den ganzen Prozeß vom Erz bis zu dem Fertigprodukt durchzuführen, und daß selbst noch ein Ueberschuß an Kraft verbleibe, der zweckmäßig zu elektrometallurgischen Prozessen Verwendung finde.

In nachstehender Tabelle macht Greiner Angaben über die im Betrieb oder im Bau befindlichen Gasmotoren über 500 P.S. für die vier Länder: Deutschland,

* Veröffentlicht in „Revue universelle des Mines“ 1907 Band 18 Aprilheft S. 33.

** „Stahl und Eisen“ 1898 Nr. 6 S. 247; 1899 Nr. 10 S. 473, Nr. 11 S. 517; 1901 Nr. 9 S. 433, Nr. 10 S. 489; 1902 Nr. 21 S. 1157, Nr. 24 S. 1352; 1905 Nr. 2 S. 67, Nr. 3 S. 132; 1906 Nr. 15 S. 905.

		Deutschland u. Luxemburg	Großbritannien	Frankreich	Belgien
Hochöfen	Roheisenerzeugung im Jahre 1905 in t	10 987 623	9 746 221	3 076 550	1 310 290
	Errechnete Leistung der Gasmaschinen in P. S. bei Benutzung aller erzeugten Gase abzüglich der für die Wind-erhitzung notwendigen	1 280 000	1 136 000	359 000	153 000
	Tatsächliche Leistung der im Betrieb oder Bau befindlichen Gasmaschinen in P. S.	371 950	21 400	31 575	40 200
	Verhältnis der tatsächlichen Leistung zu der errechneten	29 %	1,88 %	8,8 %	26,3 %
Koksöfen	Produktion an Hüttenkoks im Jahre 1905 in t	16 491 427	18 000 000	2 233 922	2 526 000
	Errechnete Leistung der Gasmaschinen in P. S. bei Benutzung aller von modernen Koksöfen erzeugten Gase abzüglich der für die Selbstbeheizung erforderlichen Gase	317 000	350 000	43 000	48 500
	Tatsächliche Leistung der im Bau oder Betrieb befindlichen Gasmaschinen in P. S.	44 070	5 950	3 600	3 500
	Verhältnis der tatsächlichen Leistung zu der errechneten	14 %	1,7 %	8,4 %	7,4 %
	Von der Gesamtleistung der im Betrieb oder Bau befindlichen Gasmotoren (über 500 P. S.) für Hochofen- und Koksöfengase entfallen auf Cockerillmaschinen	11 %	54,5 %	55 %	68 %

England, Frankreich und Belgien. Unter Zugrundelegung der Roheisen- bzw. Kokserzeugung errechnet er für die genannten Länder die Gesamtleistung der Gasmaschinen, die erreicht werden müßte, um die bestmögliche Verwendung der überschüssigen Gase zu erzielen.

O. P.

Allgemeiner Deutscher Bergmannstag.

Der vorbereitende Ausschuß ladet die Fachgenossen zum X. Allgemeinen Deutschen Bergmannstages auf den 9. bis 12. September d. J. nach Eisenach ein. Die Tagesordnung sieht u. a. vor: für den 10. September, vormittags 9 $\frac{1}{2}$ Uhr, eine Festsitzung mit Vorträgen im Gesellschaftshause „Erholung“ in Eisenach, für den folgenden Tag die Befahrung der sogenannten Werrawerke nebst einer geologischen

Exkursion in das Werragebiet, und für den 12. September die Befahrung des Kaliwerkes „Glückauf“ bei Sondershausen, des Königl. Salzwerkes zu Bleicherode und der Werke der Mansfeldischen Gewerkschaft zu Eisleben.

Deutsche Geologische Gesellschaft.

Die 52. allgemeine Versammlung der Deutschen Geologischen Gesellschaft wird vom 8. bis 10. August d. J. in Basel stattfinden. Außer den üblichen Sitzungen, zu denen verschiedene Vorträge angemeldet sind, sollen an den genannten Tagen sowie auch in der Zeit vorher (6. bis 8. August) und nachher (12. bis 23. August) zahlreiche wissenschaftliche Exkursionen in das Jura-gebirge, den Schwarzwald und die Alpen veranstaltet werden.

Referate und kleinere Mitteilungen.

Guillets Untersuchungen über Quaternärstähle.*

Das Ziel der Guilletschen Untersuchungen war festzustellen, welche verschiedenen Strukturen in Quaternärstählen (Legierungen von Eisen, Kohlenstoff und zwei anderen absichtlich zugesetzten Bestandteilen) erzeugt werden können, den Zusammenhang zwischen der Struktur und den mechanischen Eigenschaften festzustellen und hieraus die für die praktische Dar-

stellung und Verwertung wichtigen Schlussfolgerungen zu ziehen. Die Untersuchungen erstreckten sich auf die unten näher bezeichneten Stähle.

Jeder derselben wurde im normalen Zustande, d. h. geglüht bei 900° C. und langsam abgekühlt — sowie bei 850° C. in Wasser abgeschreckt, geprüft. Auf die Wiedergabe der gesamten, hunderte von Einzelprüfungen umfassenden Versuchsergebnisse an dieser Stelle muß verzichtet werden; es kann nur eine gedrängte Zusammenfassung der wichtigsten Ergebnisse, wie Verfasser sie am Schlusse einer jeden Untersuchungsreihe anführt, gegeben werden.

* „The Journal of the Iron and Steel Institute“ 1906 II S. 1.

Nickel-Manganstähle. Sie sind entweder martensitisch, perlitisch oder enthalten γ -Eisen. Die Eigenschaften sind im allgemeinen die Resultierende der Eigenschaften der entsprechenden ternären Stähle. Bemerkenswert ist, daß einzelne Nickel-Manganstähle, die γ -Eisen enthalten, sich nicht walzen lassen. In vielen Fällen können die Nickel-Manganstähle die Nickelstähle ersetzen, was auch bei kohlenstoffarmen Stählen eine Kostenverminderung bedeutet.

Nickel-Chromstähle. Die hier vorkommenden Gefüge sind: Perlit, Martensit, Martensit und Karbid, γ -Eisen, γ -Eisen und Karbid. Strukturänderungen treten nach folgendem Gesetze auf: ein Zusatz von geringen Mengen Chrom zu einem perlitischen Nickelstahl macht, wenn die Summe von Chrom und Nickel nicht sehr hoch ist, den Ferrit feinkörniger, ohne daß eine direkte Strukturänderung eintritt. Bei größeren Chrommengen, wenn Kohlenstoff und Nickel gleichzeitig in größerer Menge vorhanden ist, wird die Struktur martensitisch. Der Wirkungsgrad des Chroms liegt zwischen dem des Mangans und Nickels. Martensitischer Nickelstahl behält bei geringem Chromzusatz seine Struktur; bei höherem Chrom- und Kohlenstoffgehalt tritt ein Gemenge von Martensit, Karbid und γ -Eisen, zuweilen auch nur γ -Eisen und Karbid, auf. In γ -Eisen-Nickelstählen bleibt die Struktur anfänglich unverändert, bei weiterem Chromzusatz kommt es zur Bildung von Karbid, d. h. die Wirkung des Chroms addiert sich zu der des Nickels bei der Bildung von Martensit und γ -Eisen. Bei hinreichend hohem Chromgehalte tritt Karbidbildung in um so stärkerem Maße auf, als der Chrom- und Kohlenstoffgehalt zunimmt.

Die mechanischen Eigenschaften der normalen Stähle lassen sich aus ihrem Kleingefüge in Analogie der entsprechenden ternären Stähle ableiten. Bei perlitischen Stählen steigt die Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze mit dem Gehalt an Kohlenstoff, Nickel und Chrom.

Die Martensitstähle besitzen bei geringer Dehnung außerordentlich hohe Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze. Dasselbe ist der Fall bei den Martensitstählen mit Karbid. Die γ -Eisenstähle haben höhere Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze, dagegen niedrigere Dehnung. Die Kontraktion und Schlagfestigkeit bleiben ziemlich hoch. Das gleiche Verhalten zeigen die γ -Eisen-Karbidstähle.

Die Martensitstähle werden durch Abschrecken nur insoweit beeinflußt, als sich eine Neigung zur Bildung von γ -Eisen zeigt. Das Karbid bleibt in karbidhaltigen Stählen, solange die Abschrecktemperatur von 1200° C. nicht überschritten wird, unverändert. Durch Ausglühen werden sämtliche Stähle weicher, ohne daß Veränderungen in ihrer Struktur auftreten. Für die praktische Verwendung kommen nur die Perlit- und γ -Eisenstähle in Betracht. Erstere besitzen vor den entsprechenden Nickelstählen den Vorzug größerer Härte. Durch Einsatzhärten läßt sich bei Nickel-Chromstählen eine Schicht außerordentlich harten Martensits erzielen. Der hypereutektische Stahl (Perlit und Karbid) eignet sich zu Schnelldrehstahl und Kugellagern.

Nickel-Wolframstähle. Der Wolframzusatz befördert in geringem Maße die Martensitbildung. Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze steigen, Dehnung, Querschnittsverminderung und Schlagfestigkeit nehmen ab. Von besonderem Einflusse zeigt sich der Wolframgehalt auf die bei 870° in Wasser abgeschreckten Stähle. Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze nehmen sehr hohe Werte an, trotzdem Dehnung, Querschnittsverminderung und Schlagfestigkeit sehr groß sind. Dieses letztere Verhalten sichert den Nickel-Wolframstählen ein sehr großes Verwendungsgelände.

Nickel-Molybdänstähle. Sämtliche zur Untersuchung gelangten Stähle sind außerordentlich

hart. Der Molybdänzusatz befördert die Bildung von Martensit; bei höherem Molybdängehalte tritt Karbidbildung auf. Im allgemeinen ist der Einfluß des Molybdäns ähnlich dem des Wolframs, nur bedeutend stärker und zwar bei den normalen Stählen mehr als bei den abgeschreckten Stählen. Für praktische Zwecke kommen nur Stähle mit weniger als 0,5% Molybdän in Frage. Wegen der erheblich höheren Kosten ist es fraglich, ob sie mit den Nickel-Wolframstählen in Wettbewerb treten können.

Nickel-Vanadiumstähle. Unter Hinweis auf seine früheren Veröffentlichungen* betont Guillet besonders die Eigenschaft des Vanadiums, schon bei kleinen Zusätzen die Zugfestigkeit der abgeschreckten perlitischen Stähle im Vergleich zu den normalen außerordentlich zu erhöhen, trotzdem die Dehnung dieselbe bleibt und der Stahl nicht brüchig ist. Besonderen Wert legt er auf die Tatsache, daß das Maximum der Zugfestigkeit bei einem abgeschreckten Stahle mit 6% Nickel durch einen bedeutend geringeren Vanadiumzusatz erreicht wird als bei einem solchen mit 2% Nickel. Höherer Kohlenstoff beinträchtigt besonders nach dem Abschrecken die guten Eigenschaften, erhöhter Nickelgehalt erhöht sie. Besonders geeignet für die Zwecke der Praxis ist ein Stahl mit 0,1 bis 0,3% Kohlenstoff, 2 bis 7% Nickel und 0,1 bis 0,3% Vanadium. Möglicherweise kann man mit dem Vanadiumgehalte auf 0,05% herabgehen.

Nickel-Siliziumstähle. Diese Stähle können in sieben Klassen geteilt werden: 1. perlitische Stähle, 2. perlit- und graphithaltige, 3. nur graphithaltige Stähle, 4. martensitische Stähle, 5. Stähle mit Martensit und Graphit und event. Ferrit, 6. Stähle, die γ -Eisen enthalten, 7. Stähle mit γ -Eisen und Graphit, die gleichzeitig Ferrit und Martensit enthalten. Auf den Aetzflächen der Stähle, die γ -Eisen enthalten, treten weiße Flecken auf, die wahrscheinlich von einem Silizid herrühren. Der Nickelgehalt wirkt verzögernd auf die Ausscheidung des Kohlenstoffs als Graphit. Silizium begünstigt die Bildung von Martensit aus γ -Eisen; in γ -Eisenstählen wird ein Teil des Kohlenstoffs als Karbid abgeschieden. Im Gegensatz zu den Siliziumstählen verändern sie durch längeres Erhitzen auf 900° ihre Struktur nicht. Die perlitischen Stähle haben eine höhere Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze, dagegen geringere Dehnung und Schlagfestigkeit als die entsprechenden Nickelstähle. Die Martensitstähle besitzen große Zugfestigkeit, sind aber sehr spröde. Die γ -Eisenstähle erhalten durch Siliziumzusatz höhere Zugfestigkeit.

Durch Abschrecken wird in den Perlitstählen Elastizitätsgrenze und Zugfestigkeit bedeutend erhöht, die Dehnung herabgesetzt. Gleichzeitig werden sie brüchig. Die Schlagfestigkeit ist auch dann noch, wenn keine Dehnung mehr vorhanden ist, ziemlich beträchtlich. Senkrecht zur Walzrichtung ist sie dagegen auch gleich Null. Für praktische Verwendung empfehlen sich die Nickel-Siliziumstähle nicht.

Nickel-Aluminiumstähle. Die Stähle verhalten sich bezüglich der Struktur ebenso wie die Aluminiumstähle. Ist der Aluminiumgehalt genügend hoch, so bekommt der Perlit ein körniges, trostitähnliches Aussehen. Im Gegensatz zu den Aluminiumstählen steigt hier die Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze mit dem Aluminiumgehalte, während die Dehnung sehr niedrige Werte annimmt. Die Gegenwart von Aluminium beeinträchtigt die Bildung von Martensit. Die Untersuchungen über diese Stähle will Guillet fortsetzen.

Mangan-Chromstähle. Die bei diesen Stählen vorkommenden Gefügebildner sind: Perlit, Martensit (mit und ohne Karbid) und γ -Eisen (mit

* „Journal of the Iron and Steel Institute“ 1905 II S. 128.

und ohne Karbid). Die Strukturänderungen hängen von der Summe Kohlenstoff + Mangan + Chrom ab. In ihren Eigenschaften ähneln sie durchaus den Nickel-Chromstählen von entsprechender Struktur. In vielen Nickel-Chromstählen das Handels, besonders solchen mit 0,25 bis 0,40% Kohlenstoff, 2 bis 3% Nickel und 0,5 bis 1% Chrom wird man unbeschadet ihrer guten Eigenschaften das Nickel durch 1 bis 1,5% Mangan ersetzen können. Die Untersuchungen in dieser Richtung sollen fortgesetzt werden.

Mangan-Siliziumstähle. Der Zusatz von Silizium zu den normalen Manganstählen schwächt die mechanischen Eigenschaften ab, er ist aber von großem Vorteil bei abgeschreckten Stählen durch Erhöhung der Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze. Bei einem Gehalte von weniger als 1% Silizium eignet er sich vorzüglich zur Herstellung von Federstahl.

Chrom-Wolframstähle. Neben Perlit und Martensit kommt ein Karbid vor, das wahrscheinlich Eisen, Chrom und Wolfram gleichzeitig enthält. Die gewöhnlich auftretende Struktur bei normalen Chrom-Wolframstählen, die für Schnelldrehwerkzeuge Verwendung finden, besteht aus Karbidkörnern, die in einer Grundmasse von Troostit oder Sorbit eingelagert sind. Die perlitischen Stähle besitzen hohe Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze, dagegen nur geringe Dehnung und Schlagfestigkeit. Die Martensitstähle besitzen außerordentlich hohe Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze, dagegen geringe Dehnung und Schlagfestigkeit; letztere sinkt bei karbidhaltigen Stählen auf ein geringes Maß. Die sonstigen Eigenschaften hängen von den das Karbid begleitenden Gefügebestandteilen ab. In Martensitstählen ist die Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze außerordentlich hoch; in Sorbitstählen ist die Zugfestigkeit noch ziemlich hoch, Dehnung und Elastizitätsgrenze bewegen sich in mittleren Grenzen. In den γ -Eisenstählen steigt die Zugfestigkeit proportional mit dem Karbidgehalte.

Durch Abschrecken werden die perlitischen Stähle unter Erhöhung ihrer Zugfestigkeit und Elastizitätsgrenze bei gleichzeitiger Verminderung der Dehnung und der Schlagfestigkeit in martensitische übergeführt. Martensitstähle werden durch Abschrecken infolge Bildung von γ -Eisen etwas weicher. Die Karbidstähle verlieren um so mehr ihr Karbid, je höher die Abschrecktemperatur über 850° liegt und je länger das Erhitzen gedauert hat. Bei 1200° verschwindet das Karbid vollständig. Zur Herstellung von Schnelldrehstählen ist es deswegen nötig, je nach dem Karbidgehalte des zu verwendenden Stahles, Temperatur und Zeitdauer des Erhitzens genau zu regulieren.

Für praktische Zwecke sind die Perlitstähle kaum zu verwenden, da sie teurer sind und nicht in dem Maße die guten Eigenschaften aufweisen wie die Nickel-Chromstähle; am besten eignen sie sich noch wegen ihrer großen Härte zu Kugellagern und Kugeln. Die Martensitstähle, auch die mit Karbid, sind zu schwer schmiedbar. Stähle mit γ -Eisen und Karbid sind zu weich. Einzig und allein sind die Sorbit- und Troostitstähle mit Karbid geeignet. Sie müssen so behandelt werden, daß sämtliches Karbid gelöst wird. Dann sind sie ein vorzügliches Material zu Herstellung von Rapid-Werkzeugstahl, wie es ihre rasche Einführung und ihre ständig wachsende Verwertung in der Praxis beweist.

Kedesdy.

Ueber optische Pyrometrie und ein neues Pyrometer.

Von H. Wanner.

Die Skala, welche heute bei Temperaturmessungen in Wissenschaft und Praxis am meisten angewendet wird, ist die von Celsius. Ursprünglich bedeutete sie nur eine Art der Einteilung zwischen den Fixpunkten des siedenden Wassers und des schmelzenden Eises,

indem als richtig vorausgesetzt wurde, daß die verwendeten Thermometerfülligkeiten sich innerhalb dieser Grenzen regelmäßig ausdehnen. Soll die Celsiusskala über die beiden Fixpunkte hin ausgedehnt werden, so bedarf diese Erweiterung einer theoretischen Begründung und der Möglichkeit experimenteller Nachprüfung. Beides ist möglich bei dem Luftthermometer, das einen weit größeren Meßbereich besitzt. Die diesem Apparat zugrunde liegende Annahme ist, daß Gase, sofern ihre Drücke nicht zu sehr voneinander verschieden sind, bei jedem Grad Temperatursteigerung sich um dasselbe Volumen $\left(\frac{1}{273}\right)$ ausdehnen. Diese

Annahme scheint zunächst willkürlich, ist aber außer durch sorgfältigste Versuche auch durch die Theorie gestützt. Der Skala des Luftthermometers tritt als rein theoretische die sogenannte Thomsonsche zur Seite. Sie beruht darauf, daß gleicher Arbeit gleiche Wärmemenge und dieser wieder gleiche Temperaturzunahme eines Gases entspricht. Die Arbeit wird erhalten, indem man das Gas einem thermodynamischen Kreisprozeß unterwirft. So groß der wissenschaftliche Wert dieser Skala ist, so wenig praktische Verwendung hat sie gefunden. Aber ihre fundamentale Bedeutung besteht darin, daß sie unter gewissen Annahmen über die Größe der Arbeit, welche einem Grad entsprechen soll, der Luftthermometerskala die theoretische Grundlage verleiht, indem sie dann mit letzterer identisch wird.

Allein die Forderungen der Praxis haben auch die Grenzen des Meßbereiches des Luftthermometers längst überschritten. Die letzteren sind an die Eigenschaften gewisser Stoffe gebunden. Selbst das harte Porzellan, aus dem die Gefäße des Luftthermometers hergestellt worden, erweicht in der Glut (bei etwa 1200°), und andere Stoffe, welche höhere Temperatur ertragen, werden in der Hitze für Gase durchlässig. Als alleiniges Mittel, höhere Temperaturen zu messen, blieb so für längere Zeit das Thermo-Element von Le Chatelier, zusammengesetzt aus Platin und Platin-Rhodium. Auch diese Stoffe werden in hoher Temperatur weich, so daß ihre Meßgrenze bei etwa 1600° liegt. Die Prüfung ihrer Skala bis zur Grenze des Luftthermometers erfolgt durch dieses, darüber hinaus durch Extrapolation. So steht also die Messung höherer Temperaturen gewissermaßen in der Luft.

Durch das Studium der Strahlung des theoretischen „schwarzen“ Körpers, dessen Emissionsvermögen gleich seinem Absorptionsvermögen für jede Temperatur und Wellenlänge ist, entstand nun eine neue unbegrenzte Skala. Sie wird kurz als „Strahlungsskala“ bezeichnet. Ihre theoretische Grundlage ist das Stefansche Gesetz, nach welchem die Gesamtemission eines schwarzen Körpers der vierten Potenz der absoluten Temperatur proportional ist. Dieses Gesetz ist von Boltzmann theoretisch abgeleitet und experimentell vielfach nach grundverschiedenen Methoden bestätigt worden. Dadurch daß diese Skala an das Le Chatelier-Element angeschlossen ist, ist sie innerhalb der Grenzen des Luftthermometers mit dessen Skala kongruent. Wegen ihrer theoretischen Begründung dürfen wir sie als die berechnete Fortsetzung der Skala des Luftthermometers ansehen und haben damit eine sichere Basis für die Messung höherer Temperaturen erhalten.

Was unter Strahlung eines Körpers zu verstehen ist, ist leicht verständlich. Jeder glühende Körper sendet Wärmestrahlen und Lichtstrahlen aus. Die Intensität beider Strahlenarten insgesamt kann etwa durch ein Bolometer oder ein Radiometer gemessen werden, und so stehen diese Intensitäten mit der Temperatur in der durch das Stefansche Gesetz angegebenen Beziehung. Man erhält die Verwirklichung des theoretischen schwarzen Körpers etwa dadurch, daß ein fester Körper in einem Hohlraume glüht,

dessen Wände für die Wärme undurchlässig sind und dieselbe Temperatur haben wie der glühende Körper. Eine kleine Oeffnung, durch welche die Strahlung von außen beobachtet werden kann, verändert diese nicht wesentlich. Hieraus ergibt sich, daß die in der Praxis gebräuchlichen Oefen zur Erzeugung hoher Temperaturen in den meisten Fällen angenähert solche „schwarze Körper“ darstellen.

Von der Gesamtstrahlung eines glühenden Körpers ist das Auge nur einen Teil, nämlich die Lichtstrahlen, wahrzunehmen imstande. Die optische Pyrometrie erreicht also dort ihre untere Grenze, wo der Lichteindruck für das Auge zu schwach wird. Diese wird noch hinaufgeschoben durch die in den Apparat erfolgende Absorption des Lichtes. Hieraus erhellt gleichzeitig, daß für die Messung mit dem Auge das Stefansche Gesetz nicht gilt. Indessen sind auf seiner Grundlage Gesetze abgeleitet, welche die Strahlungsintensität einer bestimmten Temperatur in ihrer Abhängigkeit davon zeigen. Unter diesen Gesetzen ist das Wien-Plancksche durchweg anerkannt als dasjenige, welches den Beobachtungen vollständig entspricht. Auf ihm beruhen die optischen Messungen der hohen Temperaturen. Ihre Skala ist also die Strahlungsskala des Stefanschen Gesetzes. Es muß der Zukunft vorbehalten bleiben, die Strahlungsskala gesetzlich zu sanktionieren.

Für die praktischen Temperaturmessungen wäre ja genügend, daß zu einer gewissen Strahlungsintensität eine bestimmte Temperatur eindeutig zugehörte, derart, daß verschiedene Messungen ein und derselben Temperatur immer dieselbe Zahl ergeben. In der Tat genügt die optische Pyrometrie dieser Bedingung, denn sämtliche optischen Pyrometer der verschiedensten Konstruktionen wie auch parallelgehende bolometrische Methoden ergeben, abgesehen von Beobachtungsfehlern, dieselbe Zahl. Lummer und Pringsheim* fanden diese Uebereinstimmung bis 2330°, in beschränkterem Maße mit verschiedensten Hilfsmitteln gelangte die Amerikanische Technische Staatsanstalt zum selben Resultat.** Deshalb würde, selbst wenn die theoretische Begründung fehlte, die

optische Pyrometrie ihren Wert für die Praxis behalten. In der Tat haben optische Pyrometer existiert, ehe die Theorie der Strahlung eines schwarzen Körpers aufgestellt war.

Das Wien-Plancksche Gesetz, von welchem oben die Rede war, stellt mathematisch die Beziehung fest zwischen der Helligkeit der Strahlung einer bestimmten Wellenlänge, z. B. des roten Spektrallichtes, und der Temperatur, welche der glühende Körper besitzt. Sondert man also aus dem Lichte eines strahlenden Körpers durch irgend eine Vorrichtung einen schmalen Spektralbezirk aus und bestimmt dessen Helligkeit im Vergleich mit einer konstanten Intensität, so ist damit die Konstruktion des optischen Pyrometers gegeben. Die Einzelheiten der Konstruktion des neuen Pyrometers nach Wanner nach Messung unterhalb 900° liegender Temperaturen sind folgende (siehe beifolgende Abbildung 1):

Ein Rohr A hat an dem einen Ende eine Okularöffnung e, welche durch ein rotes Glas p verschlossen ist. Dieses bewirkt, daß nur rotes Licht in das Auge gelangt und zum Vergleich kommt, da dieses Glas bei spektrographischen Untersuchungen alles übrige Licht des Spektrums abblendet. Am andern Ende des Rohres ist die Eintrittsöffnung a für das Licht, dessen Temperatur man messen will. Die eintretenden Strahlen werden durch eine Linse d parallel gemacht und werden in der Mitte des Rohres, da wo eine noch zu beschreibende Vorrichtung seitlich angesetzt ist, durch eine passende Blende f halbkreisförmig begrenzt, so daß das Auge des Beobachters nur die eine Hälfte des Gesichtskreises erleuchtet sieht. Durch eine zweite Linse b werden die hindurchgehenden Strahlen wieder

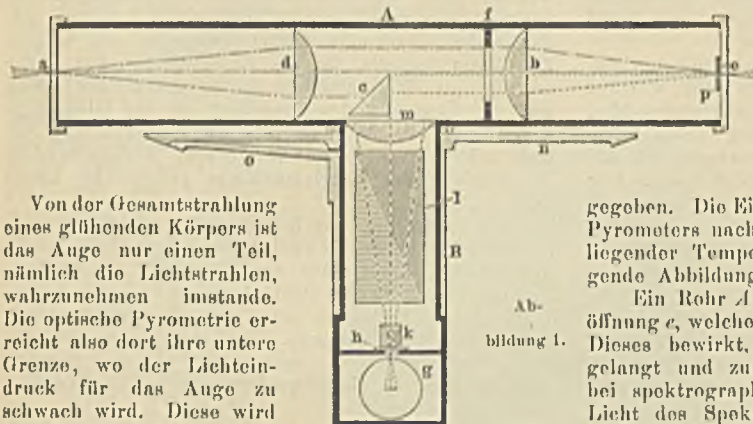


Abbildung 1.

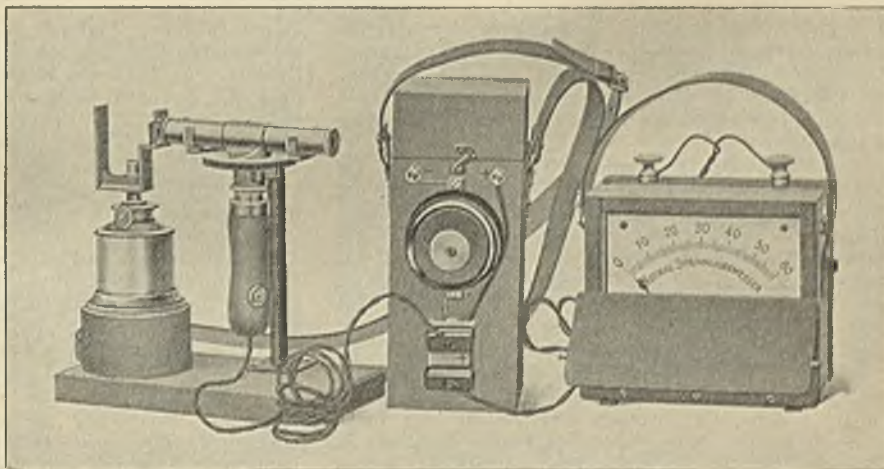


Abbildung 2. Pyrometer nach Wanner mit Widerstand und Voltmeter für Temperaturen von 625 bis 1000° C.

konvergent gemacht und treffen auf der Netzhaut des Auges zusammen. Rechtwinklig zu dem erwähnten Rohr ist ein anderes B angesetzt, welches zunächst eine kleine Osmiumlampe g von etwa 2 Volt Spannung enthält, deren Intensität als konstant angesehen werden kann. Ihr Licht beleuchtet eine kleine Mattscheibe h, und die davon ausgehenden Strahlen durchlaufen einen Polarisator k und einen drehbaren Analysator l, mit deren Hilfe die Intensität der Mattscheibe meßbar verändert werden kann. Eine Linse m macht jetzt die Strahlen parallel, worauf sie auf ein rechtwinkliges Prisma e gelangen, welches sie in der Richtung des ersten Rohres reflektiert. Nachdem sie hier ebenfalls eine

* Ber. der Deutschen Phys. Ges. 1903, 1.

** Bull. Bureau of Standards 1, 2. Waidner und Burgess: Optical Pyrometry.

halbkreisförmige Blende durchlaufen haben, gelangen sie durch die schon oben erwähnte Linse *b* zur Konvergenz im Auge. Der Beobachter sieht also, durch das Okular blickend, die beiden halbkreisförmigen Hälften des Gesichtsfeldes von verschiedenen Quellen beleuchtet. Die eine, von der Mattscheibe vor der Osmiumlampe herrührend, bildet die Vergleichsintensität. Indem man den Analysator dreht, kann man die beiden durch eine feine Linie getrennten Halbkreise auf gleiche Helligkeit bringen und damit die Temperaturmessung beenden.

Um das Instrument möglichst handlich zu gestalten, ist das rechtwinklig angesetzte Rohr, welches das Vergleichslicht enthält, als Handhabe ausgebildet. In ihm befindet sich auch ein Kontakt, welcher die Glühlampe betätigt, so daß der Stromverbrauch auf das geringste Maß herabgedrückt werden kann. Der drehbare Analysator (Nikolsches Prisma) ist mit einem Zeiger verbunden, der sich vor einer Gradeinteilung bewegt. Mit Hilfe der abgelesenen Drehung entnimmt man einer Tabelle die dazugehörige Temperatur.

Aus diesen Darlegungen ersieht man, daß die Konstanz der Vergleichslichtquelle eine unerläßliche Bedingung für die Richtigkeit der Messung ist. Demgemäß ist jedem Pyrometer ein Apparat beigegeben, welcher diese Konstanz zu prüfen gestattet. In der Hauptsache besteht er aus einer Amylzetatlampe, deren Flammenhöhe kontrolliert werden kann, und einem Stativ, welches das Pyrometer immer in dieselbe Lage vor der Lampe bringt. Die Helligkeit der Amyllampe wird als konstant angesehen, sobald die Flammenhöhe nach dem vorhandenen Maße eingestellt ist. Jedem Apparat kommt nun eine gewisse

„Normalzahl“ zu, d. h. stellt man die drehbaren Zeiger an der Kreisteilung auf diese Zahl und beobachtet die Helligkeit der Amyllampe, so muß die Leuchtstärke der Osmiumlampe so verändert werden, bis die Beleuchtung der beiden Gesichtsfelder gleich ist. Das eine Mittel, welches hierzu verwendet wird, ist das, daß die Glühlampe durch Verschieben des Handgriffs der Mattscheibe genähert bzw. von ihr entfernt werden kann. Ein anderes bequemeres Mittel, welches zugleich das nicht gerade angenehme Arbeiten mit der ewig flackernden Amylzetatlampe auf weitere Zeiträume verteilt, ist die Einschaltung von mehr oder weniger Widerstand in den Stromkreis der Lampe und die Kontrolle der Spannung an der Glühlampe durch ein Voltmeter. Diese letztere Einrichtung hat sich sehr bewährt und vereinfacht außerordentlich die Prüfung der Vergleichslampe (vergleiche Abbildung 2).*

Um weiterhin das Instrument nach Möglichkeit auszunutzen, ist es für zwei verschiedene Meßbereiche ausgestattet, deren einer von etwa 625 bis 800° C., der andere von 800 bis 1000° C. reicht.** Diese beiden Meßbereiche verlangen jeder eine Normalzahl bzw. Voltzahl für die Glühlampe. Für Temperaturmessungen von 900 bis 2000° C. bzw. 4000° C. und darüber dient bekanntlich die ältere Konstruktion der Wannerschen Pyrometer.

* Die in der Abbildung ersichtliche Teilung des Spannungsmessers von 0 bis 60 entspricht 2 Volt.

** Ausführliche Broschüren über die vorbeschriebenen Pyrometer Wanner sind bei der Firma Dr. R. Hase, Hannover, erhältlich.

Theodor Keetman †.

Am 3. Juli verschied in Duisburg der als Mitbegründer und langjähriger Vorstand der Duisburger Maschinenbau - Aktiengesellschaft vormals Bechem & Keetman in der Eisenindustrie Deutschlands wohlbekannte Geheime Kommerzienrat Theodor Keetman.

Geboren am 12. Januar 1836 zu Dierdorf im Kreise Neuwied, erhielt er seinen Jugendunterricht im Elternhause durch Privatlehrer und durch seinen Vater, den nachherigen Superintendenten des genannten Kreises, Wilhelm Keetman. Etwa um das Jahr 1848 kam er zum Besuche des Gymnasiums nach Duisburg und kehrte von hier in seine Heimat zurück, um auf dem Rasselsteiner Werke bei Neuwied eine kaufmännische Lehre durchzumachen.

Seine erste Stelle bekleidete der junge Kaufmann bei seinem Onkel, im Bankhause J. P. Wichelhaus Sohn in Elberfeld; danach war er auf der Prinz Leopoldhütte in Empel und bei Funke & Elbers in Hagen tätig. In letzterer Stadt lernte er seinen späteren Schwager, Ingenieur August Bechem, kennen, an den er sich in enger Freundschaft anschloß.

Im Jahre 1862 gründeten die beiden Freunde in Duisburg die Firma Bechem & Keetman, indem sie eine kleine bereits bestehende Maschinenfabrik erwarben, um sich in den ersten Jahren mit der Anfertigung von Flaschenzügen, Ketten, Winden und Hilfsmaschinen für Walzwerke zu beschäftigen. Nach dem zehn Jahre später wegen Krankheit erfolgten Austritte seines Mitarbeiters (dieser starb schon 1873) wurde das Unternehmen in eine Aktiengesellschaft umgewandelt, als deren Vorstand der Verstorbene bis an sein Lebensende in rastlosem Eifer tätig war. Die vor nunmehr fünfundsiebenzig Jahren mit einem Stamme von sechzehn Arbeitern ins Leben gerufene Werkstätte hat sich unter seiner zielbewußten und stets auf durchaus gesunden Grund-

sätzen stützenden Leitung zu einem leistungsfähigen industriellen Unternehmen entwickelt, das auf seinem Gebiete eine führende Stellung einnimmt und auch über die Grenzen Deutschlands hinaus sich einen fest gegründeten Ruf erworben und allgemeine Anerkennung gefunden hat. Das Werk beschäftigt heute 1346 Angestellte, von denen annähernd die Hälfte in der Abteilung Duisburg mit dem Bau von Walzwerksanlagen und der Kettenfabrikation beschäftigt ist, während die nach der Umwandlung in eine Aktiengesellschaft angegliederte Abteilung Hochfeld den Bau von Hebezeugen für Hüttenwerke, Hafenanlagen und Schiffbauanstalten sowie die Herstellung von Gesteinsbohrmaschinen betreibt. Die Fabrik ist im Laufe der Jahre eine Schule für den praktischen Walzwerksmaschinenbau geworden, der in der Zeit ihres Bestehens für unsere Eisenhütten so ungeheuer an Bedeutung gewonnen hat. Die Duisburger Maschinenbau - Aktien - Gesellschaft vormals Bechem & Keetman hat nicht nur direkt durch die Lieferungen aus ihren Werkstätten zur Entwicklung der deutschen Eisenindustrie beigetragen, sondern indirekt auch dadurch, daß zahlreiche Maschineningenieure, die später in den Hüttenbetrieb übergegangen sind, ihre Ausbildung dort genossen haben.

Außer seinem eigenen Werke wandte aber der Verstorbene in nimmer müder Arbeitsfreude zahlreichen sonstigen industriellen Unternehmungen des Maschinen- und Hüttenwesens sowie der Binnenschifffahrt sein Interesse zu, sei es, daß er selbst zur Gründung den Anstoß gab, oder daß er der Verwaltung seine reiche geschäftliche Erfahrung und seinen kaufmännischen Scharfblick zur Verfügung stellte. So war er, um nur einige der Werke zu nennen, beteiligt bei der Kasseler Waggonfabrik Wegmann & Co., der Dampfkesselfabrik Büttner & Co., Uerdingen, der Duisburger Lagerhausgesellschaft, der Siegener Maschinen-

bau-Akt.-Ges. vormals Oechelhäuser; ferner gehörte er zum Aufsichtsrate der Niederrheinischen Hütte in Duisburg, der Moseldampfschiffahrt und der Zentral-Akt.-Ges. für Tauerei und Schlepsschiffahrt in Ruhrort.

Es ist verständlich, daß auch seine Mitbürger auf das Wirken eines so hervorragend arbeitstüchtigen Mannes für das Gemeinwesen nicht verzichteten und ihm eine Reihe von Ehrenämtern übertrugen, die er mit großer Hingabe ausfüllte und von denen er sich erst in den letzten Jahren, den Forderungen des zunehmenden Alters gehorchend, teilweise zurückzog. Ueber ein Menschenalter war Theodor Keetman Mitglied des Stadtverordneten-Kollegiums, und seit sechzehn Jahren gehörte er als unbesoldeter Beigeordneter der Verwaltung der Stadt Duisburg an. Von 1868 bis 1905 wirkte er in der Handelskammer für die wirtschaftlichen Interessen seines Bezirkes; sechs Jahre lang führte er in dieser Körperschaft in Stellvertretung den Vorsitz. Ferner gehörte er dem Kuratorium der Königlichen Maschinenbau- und Hüttenschule und der Städtischen Handelsschule sowie dem Verwaltungsrate des Königlichen Gymnasiums in Duisburg an. Auch die gemeinnützigen Vereine und Anstalten im Bannkreise Duisburgs konnten keinen wärmeren Freund und opferwilligeren Förderer ihrer Bestrebungen finden, und er, der es liebte, die linke Hand nicht wissen zu lassen, was die rechte tat, genoß als ein Mann von weitem Herzen und stets offener Hand in allen Kreisen der Bevölkerung aufrichtige Verehrung und höchste Wertschätzung.

Wie er es verstand, für die Erzeugnisse seines Werkes zur rechten Zeit neue Absatzgebiete im Auslande zu erschließen, so trat Theodor Keetman auch für seine Ueberzeugung von dem Werte und der Notwendigkeit deutscher überseeischer und kolonialer Betätigung ein als Mitglied der Siedelungsgesellschaft für Südwestafrika, der Rheinisch-Bornesischen Handelsgesellschaft und durch eine Stiftung für die Kolonialschule in Witzenhausen.



Seiner besonderen Fürsorge erfreuten sich stets die in seinem eigenen Betriebe beschäftigten Angestellten, für deren Wohlergehen in guten und bösen Tagen zu sorgen ihm eine Herzensaufgabe war. Die Gewährung einer namhaften Beihilfe zu Lebensversicherungen, ein von der Firma durch Beiträge unterstützter freier Unterstützungsverein in Krankheits- und Sterbefällen, ferner eine im Jahre 1896 gegründete und fortlaufend von ihm reich beschenkte Pensionskasse sind vorbildliche Einrichtungen des Werkes, die seiner Anregung zu verdanken waren. Ein nicht

zu unterschätzendes Verdienst erwarb sich Theodor Keetman auch durch tatkräftige Unterstützung von Angestellten, denen er durch niedrig verzinsliche Darlehen zum Bau von Wohnhäusern es ermöglichte, sich selbsthaft zu machen. Der Erfolg seiner selbstlosen Bemühungen erwies sich in dem unbegrenzten Zutrauen seiner Angestellten, die bei Meinungsverschiedenheiten sich seiner von unwandelbarem Gerechtigkeitsinn eingegebenen Entscheidung willig unterordneten. Das gute Verhältnis zwischen Arbeitgeber und Arbeitnehmer wird am besten durch die Mitteilung veranschaulicht, daß bis heute 113 Arbeiter und Beamte fünfundzwanzig und mehr Jahre in seinen Diensten gestanden haben.

Einem so arbeits- und erfolgreichen Loben konnten auch äußere Ehrungen und Anerkennung nicht fehlen. Im Jahre 1894 erhielt Theodor Keetman den Titel eines Königlichen Kommerzienrates, und vor einem Jahre wurde er Geheimer Kommerzienrat; außerdem war er Inhaber des Roten Adlerordens und des Preussischen Kronenordens. Aber seine Erfolge konnten ihn nicht veranlassen, der vornehmen Einfachheit und persönlichen Bedürfnislosigkeit sich zu entäußern, die zu allen Zeiten einen wesentlichen Zug in dem Charakterbilde dieses trefflichen Mannes ausmachte, dessen Ableben einen schweren Verlust für seine Familie, sein Lebenswerk, seine Mitbürger und den deutschen Maschinenbau wie die Eisenindustrie Deutschlands bedeutet.

Nachrichten vom Eisenmarkte — Industrielle Rundschau.

Vom Roheisenmarkte. — Am 13. d. M. in Köln geführte Verhandlungen zwischen dem Hochofenwerk Lübeck, A.-G. zu Lübeck, und dem Roheisen-Syndikate zu Düsseldorf haben eine Verständigung ergeben, auf Grund deren das genannte Werk dem Syndikate als Mitglied beitrifft.

Versand des Stahlwerks-Verbandes: Juni 1907. — Der Versand des Stahlwerks-Verbandes in Produkten A betrug im Berichtsmoate 514 663 t (Rohstahlgewicht), übertrifft also den Maiversand 1907 (489 307 t) um 25 356 t oder 5,19 % und den Junierversand des vorigen Jahres (481 494 t) um 33 169 t oder 6,89 %.

Versandt wurden im Juni an Halbzeug: 136 942 t gegen 130 363 t im Mai d. J. und 156 869 t im Juni 1906; an Eisenbahnmaterial 200 124 t gegen 183 916 t im Mai d. J. und 148 168 t im Juni 1906 und an

Formeisen 177 597 t gegen 175 026 t im Mai d. J. und 176 457 t im Juni v. J. Der Versand war somit in Halbzeug um 6579 t, in Eisenbahnmaterial um 16 208 t und in Formeisen um 2569 t höher als im Vormonate. Der Halbzeugversand überstieg die Beteiligungsziffer für Juni um rund 12 %. Gegenüber dem gleichen Monate des Jahres 1906 wurden an Eisenbahnmaterial 51 956 t und an Formeisen 1140 t mehr, an Halbzeug jedoch 19 927 t weniger versandt. Der verhältnismäßige Anteil des Inlandes an dem Gesamtversande von Halbzeug war gegen Juni 1906 rund 6 % und gegen Juni 1905 11 % höher; für Januar bis Juni d. J. stellte sich der Anteil des Inlandes am Halbzeugversande um rund 9 % günstiger als in derselben Zeit des Vorjahres.

Auf die einzelnen Monate verteilt sich der Versand folgendermaßen:

1906	Halbzeug t	Eisenbahn- material t	Form- eisen t	Gesamt- produkte A t
Juni . . .	156 869	148 168	176 457	481 494
Juli . . .	145 657	149 931	189 975	485 563
August . .	147 384	146 354	183 919	477 657
September .	138 280	149 480	156 669	444 429
Oktober . .	158 284	176 974	166 304	501 562
November .	150 077	181 331	155 385	482 793
Dezember .	142 008	175 144	131 873	449 025
1907				
Januar . .	154 815	188 386	146 370	489 571
Februar . .	141 847	183 111	124 806	449 264
März . . .	147 769	208 168	152 372	508 309
April . . .	142 516	173 213	166 245	481 974
Mai . . .	130 363	183 916	175 028	489 307
Juni . . .	136 942	200 124	177 597	514 663

Schiffhaustahl-Vereinigung. — Die Vereinigung ist am 16. d. M. auf unbestimmte Zeit verlängert worden. Mehrere bisher außenstehende Grobblechwalzwerke wurden neu aufgenommen.

Fried. Krupp, A.-G., Essen. — Dem kürzlich erschienenen II. Teile des letztjährigen Berichtes der Handelskammer zu Essen entnehmen wir nachstehende Angaben: Auf der Gußstahlfabrik waren in den etwa 60 Betrieben während des abgelaufenen Jahres in Tätigkeit: ungefähr 6500 Werkzeug- und Arbeitsmaschinen, 21 Walzenstraßen, 155 Dampfhämmer von 100 bis 50 000 kg Fallgewicht mit zusammen 253 274 kg Fallgewicht, 21 Transmissionshämmer von 12 bis 400 kg Fallgewicht, d. h. 4780 kg Gesamtfallgewicht, 74 hydraulische Pressen, darunter 2 Biegepressen zu je 7000 t, 1 Schmiedepresse zu 5000 t und 1 zu 2000 t Druckkraft, 382 Dampfkessel, 539 Dampfmaschinen von 2 bis 3500 P.S. mit zusammen 59 059 P.S., 1361 Elektromotoren von zusammen 20 226 P.S., 725 Krane von 400 bis 150 000 kg Tragfähigkeit mit zusammen 7 034 850 kg Tragfähigkeit. Die Netto-Kohlenförderung aus den eigenen Zechen betrug insgesamt 2 204 272 t. Der Verbrauch der Kruppischen Werke, soweit sie von der Gußstahlfabrik versorgt wurden, belief sich im Jahre 1906 (ohne Eigenverbrauch der Zechen) auf 1 285 310 t Kohlen, 751 810 t Koks und 23 581 t Briketts. Das ergibt — Koks und Briketts in Kohle umgerechnet — einen Gesamtverbrauch von 2 361 425 t Kohle. Im gleichen Zeitraume verbrauchte die Gußstahlfabrik nebst den zugehörigen Kolonien und der Besetzung Hügel im ganzen 17 333 934 cbm Wasser und erreichte

damit nahezu den Wasserverbrauch der Stadt Köln. Das Gaswerk, das seiner Erzeugung nach die zwölfte Stelle unter den Gasanstalten des Deutschen Reiches einnimmt, lieferte 19 879 700 cbm Leuchtgas (113 880 cbm mehr als München), während das Elektrizitätswerk im Jahre 1905/06 13 105 400 Kilowattstunden leistete. Auf den drei Schießplätzen der Gesellschaft wurden im verflossenen Jahre rund 47 300 Schüsse abgegeben und dazu etwa 113 800 kg Pulver und 797 900 kg Geschossmaterial verbraucht.

Auf Grund der Reichsversicherungsgesetze wurden im Jahre 1905 von der Firma (einschl. der Außenwerke) bezahlt für die

Krankenversicherung	1 184 870,22
Unfallversicherung	1 422 922,37
Invalidenversicherung	463 298,54
insgesamt	3 071 091,13

Die satzungsgemäßen Leistungen der Firma zu gesetzlich nicht vorgeschriebenen Kassen betragen in demselben Jahre zu den

Unterstützungs- und Familienkassen	12 959,70
Arbeiterpensionskassen	1 171 292,39
Beamtenpensionskassen	253 685,81
insgesamt	1 437 937,90

Die aus den besonderen Stiftungen und Fonds der Firma gezahlten Unterstützungen einschließlich der Zuschüsse zu verschiedenen Werkkassen und der Aufwendungen zur Förderung allgemeiner Wohlfahrts-einrichtungen und Interessen bezifferten sich im gleichen Jahre auf 2 372 824,05 \mathcal{M} . Die gesamte Leistung der Firma an Versicherungs- und Kassenbeiträgen, Unterstützungen und Zuschüssen stellte sich somit 1905 auf 6 881 853,08 \mathcal{M} .

Nach der Aufnahme vom 1. Januar 1907 betrug die Gesamtzahl der auf den Kruppischen Werken beschäftigten Personen einschließlich 5739 Beamten 64 354 (1. April 1906: 62 553 einschl. 5065 Beamten). Von diesen entfallen auf die Gußstahlfabrik Essen mit den Schießplätzen 35 745 (35 377), das Grusonwerk in Buckau 4768 (4603), die Germaniawerft in Kiel 3510 (3961), die Kohlenzechen 9302 (8864), die Hüttenwerke 5006 (4286), das Stahlwerk Annen 891 (870) und die Eisensteingruben 4638 (3823). Die prozentuale Steigerung des Arbeitslohnes vom Jahre 1906 betrug gegenüber dem im Jahre 1879 gezahlten Lohne 77 $\frac{1}{2}$ %, und der Durchschnittslohn auf der Gußstahlfabrik erreichte in 1906 5,35 \mathcal{M} gegenüber 5,12 \mathcal{M} im Jahre zuvor.

Vereins-Nachrichten.

Verein deutscher Eisenhüttenleute.

Änderungen in der Mitgliederliste.

- Gille, H.*, Ingenieur der Firma E. Widekind, Düsseldorf, Rheinhof.
Gorjaeff, W., Bergingenieur, Stanzia Ascha-Balaschowskaja S. Z. 9. D., Rußland.
Hirzel, Dr. Hermann, Hütten-Gewerkschaft, Neohim-Hütten, Reg.-Bez. Arnberg.
Juon, Eduard, Ingenieur, Jurjewski Sawod, Gouv. Jekaterinoslaw, Rußland.
Kasper, Max, Direktor, Bredency bei Essen-Ruhr, Brunnenweg, „Haus Rosa“.
Kleinkurth, Otto, Ingenieur der Rombacher Hüttenwerke, Rombach i. L.
Lampe, Alfr., i. F. E. Widekind, Düsseldorf, Rheinhof.
Lebedeff, Alexis, Hütteningenieur, Rinotschnaja 6, St. Petersburg.
Schmitt, R., Ingenieur der Fa. E. Widekind, Düsseldorf, Rheinhof.
Thiry, E., Ingenieur, 53 Boulevard Emile van den Putte, Bruxelles.

Werner, Karl, Ingenieur und Walzwerkchef der Nadräger Eisenindustrie-Gesellschaft, Nadrág, Ungarn.

- Widekind, Edgar*, Ingenieur, Düsseldorf, Rheinhof.
Wiltz, A., Oberingenieur der Henrichshütte, Hattingen a. d. Ruhr.
Wirtz, Adolf, Hütteningenieur, Direktor der Deutsch-Luxemburgischen Bergwerks- und Hütten-Akt.-Ges., Abt. Friedrich-Wilhelmshütte, Mülheim a. d. Ruhr.

Neue Mitglieder.

- Großmann, Martin*, Ingenieur, Duisburg-Ruhrort, Florastraße 15.
Kutsche, Bernhard, Chemiker, Bonn a. Rhein, Kessenicherstraße 14.
Meyer, Eugen, Teilhaber der Fa. Rob. de Satorres, Düsseldorf, Rothenstraße 8.
Schütz, Karl, in Fa. Karl Schütz & Co., Düsseldorf, Herderstraße 1.

Verstorben.

- Fölzer, Ludwig*, Fabrikant, Siegen.