

## Ueber den Temperaturverlust des Roheisens zwischen Hochofen und Konverter.

Von Alfons Graff in Saarbrücken.

Bericht Nr. 283 des Stahlwerksausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute<sup>1)</sup>.

(Bestimmung der Roheisentemperatur. Wärmeverluste des Roheisens am Hochofen und bei der Beförderung zum Mischer unter verschiedenen Bedingungen, d. h. verschiedenen Beförderungs- und Gesamtumlaufzeiten der Pfannen, wechselnden Roheisenmengen u. a. m. Mischeruntersuchungen. Wärmebilanz des Mischergefäßes. Einfluß der Beheizung auf die Roheisentemperatur.)

Das Bestreben, dem Stahlwerk ein physikalisch möglichst heißes Roheisen zu liefern, hat auf der Burbacher Hütte zu einigen Versuchen geführt, die den Temperaturverlust des Roheisens vom Hochofen bis zum Konverter beleuchten sollten. Ueber die Ergebnisse dieser Untersuchungen soll im folgenden berichtet werden.

### I. Bestimmung der Roheisentemperatur.

Die allgemeine Bestimmung der Roheisentemperatur geschah mit optischem Pyrometer, doch ließen die Temperaturverhältnisse im Mischer, die nicht recht mit den gefundenen niedrigen Roheisentemperaturen in Einklang zu bringen waren, ihre Nachprüfung mit Thermoelement als geboten erscheinen. Diese Nachprüfung wurde nach Beendigung der Versuche an vier Hochofenabstichen und zwei Mischerausgüssen vorgenommen, und zwar blieb das geeichte

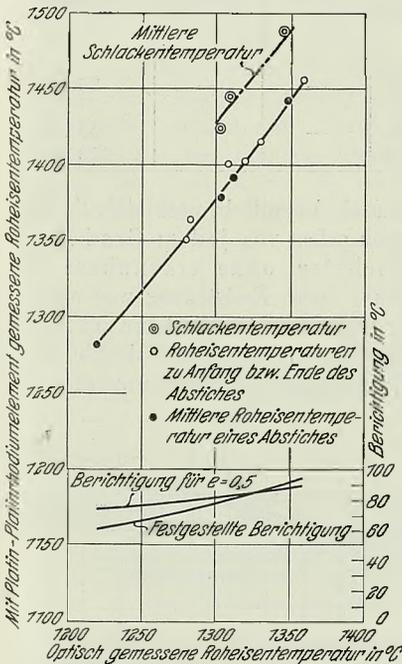


Abbildung 1. Wahre und optisch gemessene Roheisentemperatur.

zwischen einer optisch gemessenen Temperatur von 1220 bis 1356° entsprechend einer — allerdings über den Temperaturbereich veränderlichen — Strahlungszahl von rd. 0,5. Die optisch gemessene Schlackentemperatur liegt etwa 50° über der wahren Roheisentemperatur, wohl ein Beweis, daß das Emissionsvermögen der Schlacke nahe an 1 liegt.

<sup>1)</sup> Vorgetragen in der gemeinschaftlichen Vollsitzung des Stahlwerks- und Hochofenausschusses am 3. Oktober 1933 in Düsseldorf.

### II. Ueber Wärmeverluste bei der Roheisenbeförderung.

#### 1. Versuchsergebnisse.

Im Jahre 1924 wurde der Temperaturverlust des Roheisens zwischen Hochofen und Mischer zu 96° festgestellt. Dieser Temperaturabfall verteilt sich mit 46° auf die Rinnen und mit 50° auf die Beförderung. Aus Spalte 1 in *Zahlentafel 1* ist zu ersehen, daß durch die damals vorgenommenen Verbesserungen dieser Verlust auf insgesamt 53° sank. Hiervon entfallen 13° auf die Rinnen und 40° auf die Beförderung. Der Gewinn ist wie folgt erzielt worden:

	Temperaturverlust	
	früher	später
1. Verkürzung der Roheisenrinnen um 45 %		46 · 0,55°
2. Erhöhung des Gefälles der Rinnen	46°	$\frac{46 \cdot 0,55}{2,2} = 13°$
3. Günstigere Formgebung derselben		
4. Abstechen größerer Roheisenmengen		
5. Verringerung der Förderzeiten von 46,3 min auf 42 min	50°	40°
6. Steigerung des Fassungsvermögens der Pfannen von 15 auf 23 t		

Das Abdecken der Pfannen, das nach den Messungen im Jahre 1924 eingeführt wurde, hatte man als zu umständlich und zeitraubend fallen gelassen. Ueber den Nutzen desselben wird noch zu sprechen sein.

Die neueren Messungen umfaßten sämtliche Abstiche und Pfannen des Monats Juni 1929. Die Roheisenerzeugung betrug damals 1750 t/24 h. Als Ende des Jahres 1931 der Betrieb auf drei Hochöfen und zehn Stahlwerksschichten in der Woche beschränkt wurde, stieg der Temperaturverlust von neuem auf 79° (Spalte 2, *Zahlentafel 1*) an. Jedoch war die Beförderungszeit weiter auf 37 min verringert worden, aber es waren zuviel, nämlich fünf Pfannen in Betrieb, so daß diese bei jedem Umlauf 102 min leer herumstanden und gänzlich abkühlten. Es wurden nun Wegeschaubilder aufgezeichnet, und auf diesem Umwege kam der einfache Gedanke, die Hochöfen in ganz regelmäßigen Abständen von 3 h abzustechen und die Beförderung nach genauem Plan mit zwei Pfannen durchzuführen. Um Zeit zu sparen, wurde dabei das Abwiegen des Roheisens auf dem Wege zum Mischer fallen gelassen, so daß seither die Mischerwaage für die Verrechnung zwischen Hochofen und Stahlwerk maßgebend ist. Die Spalte 4 in *Zahlentafel 1* zeigt das Ergebnis. Statt

Zahlentafel 1. Temperaturverlust des Roheisens zwischen Hochofen und Konverter.  
Zusammenstellung der Versuchsergebnisse.

Versuch Nr. . . . .	1	2	3	4	5	6
Versuchsdauer . . . . .	1 Monat	27,6 h	71 h	112,8 h	104 h	166 h
Roheisentemperatur am Hochofen . . . . . °C	1 348	1360	—	1 356	—	1 374
Roheisenerzeugung je 24 h . . . . . t	1 750	800	750	744	—	928
Bewegte Roheisenmenge je Pfanne und 24 h . . . t	292	160	375	372	—	280   464
Dauer eines Pfannenumlaufes . . . . . min	etwa 84	150	74	74	—	94,87   62,21
Förderzeit gefüllt . . . . . min	42	37	—	15,6	—	20,07   15,55
Förderzeit leer . . . . . min	32	102	—	48,9	—	64,37   37,23
Dauer des Füllens und Entleerens . . . . . min	10	11	—	9,5	—	10,43   9,43
Roheisentemperatur beim Einguß in den Mischer °C	1 295	1281	1 293	1 302	1 289	1 316   1 326
						1 319
Temperaturverlust auf dem Transport . . . . . °C	53	79	—	54	—	58   48
Gasverbrauch des Mischers (Koksofengas von 4300 kcal/Nm³) . . . . . Nm³/h	—	—	168	265	340	266
Mischer-Innentemperatur . . . . . °C	(1 246)	—	1 270	1 319	1 342	1 321
Roheisentemperatur beim Ausguß aus dem Mischer °C	1 266	—	1 258	1 271	1 279	1 292
Temperaturverlust des Roheisens im Mischer . . °C	29	—	35	31	10	27
Stündlich durchgesetzte Roheisenmenge . . . . t	72,9	—	31,25	31,0	34,0	38,7
Wärmeverlust des Roheisens . . . . . kcal/h	401 700	—	207 800	182 600	65 000	198 000
Mittlerer Mischerinhalt . . . . . t	705	—	380	749	618	477
Vom Roheisen an die Wand abgegebene Wärme kcal/h	251 000	—	196 000	258 000	235 000	215 000
Wärmeaufnahme des Roheisens von der Beheizung kcal/h	— 150 700	—	— 11 800	75 400	170 000	17 000
Badoberfläche . . . . . m²	52	—	47,5	52	51,5	50
Wärmeaufnahme des Roheisens je m² Oberfläche kcal/m² h	— 2 900	—	— 248	1 450	3 300	340
Unterschied zwischen Mischer-Innen- und Roheisen- Ausgußtemperatur . . . . . °C	(— 20)	—	12	48	63	29
Wärmebilanz:						
Eingeführte Gaswärme . . . . . kcal/h	—	—	721 000	1 143 000	1 464 000	1 146 000
Abgasverluste einschließlich Unverbranntem . kcal/h	—	—	466 000	742 000	979 000	783 000
Gasnutzwärme . . . . . kcal/h	—	—	255 000	401 000	485 000	363 000
Abbrandnutzwärme . . . . . kcal/h	—	—	72 200	72 200	72 200	72 200
Nutzwärme aus der Abkühlung des Roheisens . kcal/h	—	—	207 800	182 600	65 000	198 000
Gesamte Nutzwärme = Mischerinnenverluste . kcal/h	—	—	535 000	655 800	622 200	633 200
Aufteilung der Mischerinnenverluste:						
Ausstrahlungen durch ständige Oeffnungen (0,30 m²) . . . . . kcal/h	—	—	75 500	—	—	86 200
Ausstrahlung durch die Eingußöffnung beim Ein- gießen . . . . . kcal/h	—	—	60 200	—	—	68 700
Wandverluste . . . . . kcal/h	—	—	399 300	—	—	478 300

160 t/Pfanne und 24 h wurden 372 t/Pfanne und 24 h bewegt, und der Temperaturabfall sank wieder auf 54° insgesamt; in der Versuchszeit war noch ein Sonntag einbezogen, an welchem Tage eine weitere Erzeugungseinschränkung eintrat.

Um diese Verluste im einzelnen genauer zu erfassen, wurde Ende Mai dieses Jahres ein weiterer Versuch durch-

geführt, bei dem auch der Abbrand bestimmt wurde. Inzwischen war die Roheisenerzeugung wieder angestiegen, sie erforderte zur Bewältigung mit zwei Pfannen die Bewegung von 464 t/Pfanne und 24 h, wohl die erreichbare Höchstmenge bei der vorhandenen Gleisanlage. Die Dauer eines Pfannenumlaufes betrug 62,21 min, wovon 15,55 min auf die Förderzeit entfallen. Der

Temperaturabfall war insgesamt 48° oder 13° in den Rinnen und 35° während der Beförderung. Um alle Einflüsse zu erfassen, wurden alle Zeiten, wie sie in *Zahlentafel 2* im Schichtmittel zu sehen sind, bestimmt.

Bei der Auswertung ergab sich zunächst ein störender Umstand: Der Temperaturverlust war stark abhängig von der Ausgangstemperatur des Roheisens. Diese Abhängigkeit

ist so stark, daß sie durch Ausmitteln nach *Abb. 2* erfaßt werden konnte. Danach gehen von jedem Grad Mehrtemperatur am Hochofen ohne erkennbare Ursache 0,45° verloren. Diese Feststellung war mit ein Grund dafür, weshalb die Roheisentemperaturen mit Platinpyrometer nachgeprüft wurden, war es doch denkbar, daß sich hier Fehler durch die optische Temperaturmessung ein-

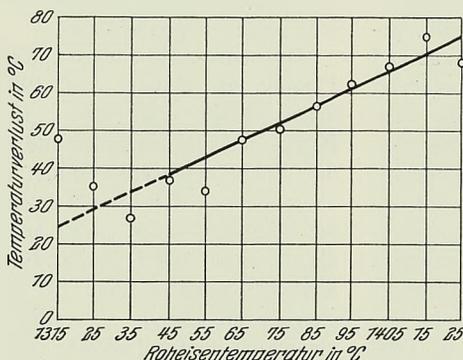


Abbildung 2. Temperaturverlust des Roheisens bei verschiedenen Ausgangstemperaturen.

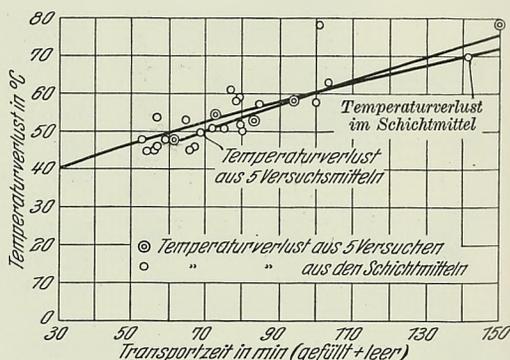


Abbildung 3. Temperaturverlust bei verschiedener Transportzeit.

schleichen konnten. Die Anzeige des Platinpyrometers lief jedoch mit den Angaben des optischen Pyrometers gemäß der vorhin gezeigten Eichkurve parallel.

Bei der Beurteilung des Temperaturverlustes wurde dieser, um den Einfluß verschiedener Roheisentemperaturen auszuschalten, mit der gefundenen Kurve auf die mittlere Ausgangstemperatur des Versuches von 1374° umgerechnet.

Abb. 3 zeigt das Ergebnis, und zwar ist der Temperaturverlust hier in Abhängigkeit von der gesamten Förderzeit dargestellt, einmal aus den Schichtmitteln nach *Zahlentafel 2*, einmal nach den Versuchsmitteln nach *Zahlentafel 1* und einmal aus den Einzelpfannen des Versuches 6. Der Darstellung ist zu entnehmen, daß in dem in Frage kommenden Bereich der Verlust rd. 0,3°/min Gesamt-Förderdauer beträgt.

Die Kurve in *Abb. 4* stellt den Temperaturverlust in Abhängigkeit von der je Pflanne und 24 h bewegten Roheisenmenge dar. Der Kurvenlage nach würde man etwa sagen, daß bei 23-t-Pfannen 300 t je Pflanne und 24 h nicht unterschritten werden sollten.

*Abb. 5* zeigt schließlich noch den Temperaturverlust für die einzelnen in Umlauf befindlichen Pfannen. Der Unterschied zwischen den einzelnen Pfannen fällt auf. Dazu ist zu

sagen, daß Pflanne 7 nur während des ersten Versuchsteiles in Betrieb war, während welchen die Förderzeiten länger waren. Die Pfannen 4 und 8 liefen während des ganzen Versuches um. Längere Umlaufzeiten während des zweiten Versuchsteiles wurden dann durch die allgemein höhere Temperaturlage der Pfannen etwas ausgeglichen, wie ja auch in *Abb. 3* die Kurve aus den Einzelpfannenwerten flacher verläuft als die Kurve aus den Versuchsmittelwerten.

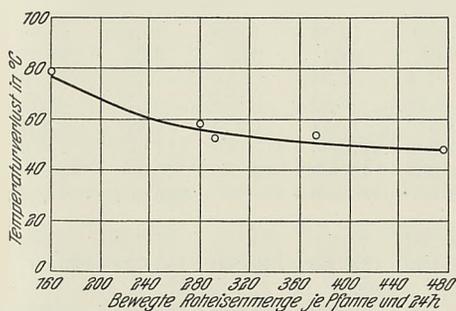


Abbildung 4. Temperaturverlust in Abhängigkeit von der bewegten Roheisenmenge je Pflanne und 24 h.

Das Alter der Pfannen konnte leider nachträglich nicht mehr festgestellt werden. Nur ist sicher, daß die Pflanne 8, die bald nach dem Versuch außer Betrieb gesetzt wurde, die älteste Pflanne war, und — wie bald gezeigt wird — Pflanne 7 die jüngste.

### 2. Berechnungen.

Nun wurde versucht, die Temperaturverluste auf dem Wege vom Hochofen zum Mischer rechnerisch zu verfolgen.

Bei der Errechnung des Wärmeverlustes in der Rinne wurde eine mittlere Rinnenoberfläche von 1,92 m<sup>2</sup>, ein Emissionsvermögen des Roheisens von 0,5 gemäß der Temperaturkurve und eine mittlere Auslaufzeit von 8,75 min (zweiter Versuchsteil) zugrunde gelegt; der entsprechende Temperaturverlust beträgt 12,9°.

Zahlentafel 2. Temperaturverlust des Roheisens zwischen Hochofen und Konverter.  
Förderverhältnisse im Schichtmittel.

Datum	Schicht	Füll-dauer min	Förder-dauer min	Ab-schlack-dauer min	Kran-förder-dauer min	Eingieß-dauer min	Förder-zeit leer min	Berichtigte Roheisentemperatur		Temperaturverlust °C
								am Hoch-ofen °C	Einguß Mischer °C	
27. 5.	III	10,5	26,8	2,71	2,94	0,72	52,2	1385	1327	58
28. 5.	I	12,6	21,6	3,75	5,18	0,72	82,6	1381	1315	66
	II	10,7	15,3	2,75	2,44	0,72	186,6	1363	1293	70
	III	11,3	14,6	1,98	2,07	0,72	87,4	1349	1280	69
29. 5.	I	9,3	16,4	2,53	2,48	0,72	84,7	1359	1308	51
	II	11,1	15,4	1,85	2,32	0,72	64,0	1369	1311	58
	III	7,9	10,5	1,96	2,05	0,72	57,4	1380	1321	59
30. 5.	I	9,5	14,0	2,64	2,51	0,72	61,5	1374	1323	51
	II	9,1	10,0	1,52	2,09	0,72	62,4	1374	1319	55
	III	11,6	15,7	2,46	4,04	0,72	61,9	1381	1317	64
31. 5.	I	9,7	24,0	2,25	2,05	0,72	56,6	1380	1328	52
	II	7,3	16,3	1,70	1,90	0,72	64,3	1387	1329	58
	III	9,0	15,3	2,08	1,85	0,72	70,2	1386	1323	63
1. 6.	I	7,0	11,6	2,29	2,02	0,72	54,7	1384	1334	50
	II	6,9	10,8	2,05	2,88	0,72	44,0	1383	1334	49
	III	8,1	10,6	1,52	4,06	0,72	46,4	1386	1334	52
2. 6.	I	7,4	10,4	1,95	2,81	0,72	46,4	1383	1334	49
	II	7,0	12,7	1,99	2,02	0,72	40,6	1374	1326	48
	III	9,4	10,0	1,98	1,87	0,72	47,8	1380	1323	57
3. 6.	I	8,8	8,7	2,29	2,56	0,72	50,6	1355	1315	40
	II	12,4	12,7	1,43	3,08	0,72	52,4	1366	1316	50
Mittel . . .		9,37	13,89	2,06	2,61	0,72	56,35	1374	1319	55

Es folgen dann die eigentlichen Pfannenverluste. Zu ihrer Bestimmung wurde an den Pfannen 7 und 4 die Abnahme der Pfannen-Innentemperatur nach dem Entleeren gemessen und hieraus der Ausstrahlungsverlust je m<sup>2</sup> errechnet. Dann wurde mit der Differenzenmethode von E. Schmidt nach A. Schack<sup>2)</sup> die Wärmewanderung in der 170 mm starken Pfannenwand ermittelt. *Abb. 6 und 7* zeigen das Ergebnis. Aus der Wärmewanderung in der Pfannenwand ergab sich

bei 11 m<sup>2</sup> Innenwand eine Wärmeabgabe des Roheisens an dieselbe von 99 000 kcal je Pflannenperiode für Pflanne 7 und von 92 000 kcal für Pflanne 4 ( $\gamma=1900$ ;  $c_p=0,25$ ). Diese Wärmeabgabe ist gleich der Summe der Ausstrahlungs- und Wandverluste. Die erstgenannten wurden zu 46 090 kcal je Pflannenperiode und m<sup>2</sup> für Pflanne 7 und zu 58 230 kcal je

Pflannenperiode und m<sup>2</sup> für Pflanne 4 bestimmt. Daraus läßt sich für Pflanne 7 ein freier Oeffnungsquerschnitt er-rechnen aus  $\frac{\text{Gesamtwärmeabgabe} - \text{Wandverluste}}{\text{Ausstrahlungsverluste je m}^2}$  oder von

$$\frac{99\,000 - 27\,200}{46\,090} = \text{rd. } 1,55 \text{ m}^2 \text{ und für Pflanne 4 ein solcher}$$

$$\frac{92\,000 - 28\,600}{58\,230} = \text{rd. } 1,10 \text{ m}^2.$$

Diese errechneten freien Querschnitte stimmen ziemlich gut mit den wirklichen, durch die allmählich sich bildende feste Schlackendecke übriggebliebenen (allerdings nur durch Schätzung ermittelten) freien Pfannen-Oeffnungsquerschnitten überein.

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. I (1927/28) S. 369.

Aus diesen freien Oeffnungsquerschnitten wurden die Strahlungsverluste während des Füllens der Pfanne und während der Beförderung des Roheisens errechnet. Die Berechnungen sind in *Zahlentafel 3*, Spalte 1 und 2, zusammengestellt. Es ist dabei angenommen, daß während des Füllens der freie Querschnitt ausstrahlt und daß der fallende Strahl vernachlässigt werden kann. Die Oberflächentemperatur der Schlackenschicht während der Beförderung wurde zu 1000° angenommen, das Emissionsvermögen der Schlacke

Die gemessene Pfannen-Innentemperatur ist zu diesem Zwecke von 64,5 min ab gefühlsmäßig verlängert und die Wand-Oberflächentemperatur im Verhältnis zur mittleren

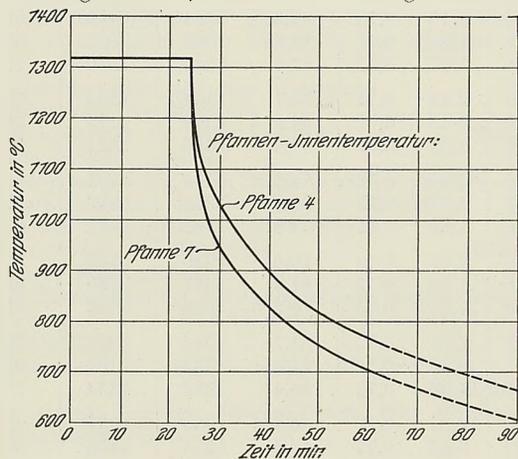


Abbildung 6. Pfannen-Innentemperatur.

zu 1. Die Dicke der Schlackenschicht wurde durch einen Abbrandversuch, über den noch zu sprechen ist, im Mittel zu 0,013 m ermittelt. Dem würde eine Schlacken-Oberflächentemperatur von rd. 800° entsprechen. Jedoch ist diese Schlackenschicht nicht geschlossen. Die Oberflächentemperatur der festen Schlackendecke wurde zu 400° angenommen. Rechnerisch entspricht dies einer Stärke dieser Decke von 0,045 m. Die Oberflächentemperatur der Pfannenaußenwand wurde für Pfanne 7 zu 189° und für Pfanne 4 zu 195° bestimmt. Die Verluste wurden mit einer Strahlungszahl von 4,5 errechnet.

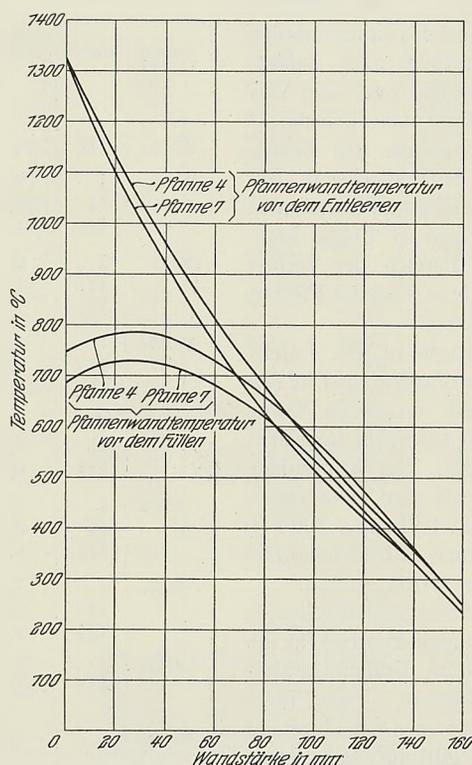


Abbildung 7. Temperaturabnahme der Pfannenwand.

Pfannen-Innentemperatur umgerechnet worden. Der Abstand zwischen der älteren und der neueren Pfanne bleibt ungefähr derselbe. Der Verlust steigt um rd. 10° oder 0,33° je min gegenüber 0,3° gemäß der Versuchskurve. In Spalte 5 und 6 ist versucht, die Rechnung ebenfalls auf längere

Zahlentafel 3. Berechnete Wärmeverluste am Hochofen und bei der Pfannenbeförderung.

Förderdauer, gefüllt . . . . . min	10,89	10,89	10,89	10,89	40,89	40,89
Gesamtförderdauer . . . . . min	64,5	64,5	94,5	94,5	94,5	94,5
Freier Strahlungsquerschnitt . . . . . m <sup>2</sup>	1,55	1,10	1,55	1,10	1,55	1,10
Fülldauer . . . . . min	8,75	8,75	8,75	8,75	8,75	8,75
Roheisentemperatur am Hochofen . . . . . °C	1 374	1 374	1 374	1 374	1 374	1 374
Wärmeverlust in der Rinne (e = 0,5) . . . . . kcal/h	317 000	317 000	317 000	317 000	317 000	317 000
Wärmeverlust in der Rinne . . . . . kcal/Pfannenperiode	46 200	46 200	46 200	46 200	46 200	46 200
Wärmeverlust durch Strahlung während des Füllens . kcal/h	256 000	181 500	256 000	181 500	256 000	181 500
Wärmeverlust durch Strahlung während des Füllens . kcal/Pfannenperiode	37 300	26 500	37 300	26 500	37 300	26 500
Strahlungsverluste des Transportes (t = 1000°; e = 1) . kcal/h	183 000	130 000	183 000	130 000	183 000	130 000
Strahlungsverluste während des Transportes . kcal/Pfannenperiode	33 300	23 600	33 300	23 600	124 500	88 800
Während des Leertransportes ausgestrahlte Wärme . kcal/Pfannenperiode	71 500	63 200	95 700	85 600	71 500	63 200
Wärmeverlust der festen Schlackendecke . kcal/Pfannenperiode	15 100	21 300	22 700	31 200	22 700	31 200
Oberflächentemperatur der Pfanne . . . . . °C	189	195	163	170	203	208
Wandverluste der Pfanne . . . . . kcal/Pfannenperiode	44 000	46 000	50 000	53 000	71 600	73 400
Abschlackzeit + Transportzeit nach dem Abschlacken . min	4,66	4,66	4,66	4,66	4,66	4,66
Wärmeverlust während dieser Zeit (t = 1319°; e = 0,5) . . . . . kcal/Pfannenperiode	18 400	13 100	18 400	13 100	18 400	13 100
Gesamtverluste . . . . . kcal/Pfannenperiode	265 800	239 900	303 600	279 200	392 200	342 400
Entsprechender Temperaturverlust . . . . . °C	74,0	66,8	84,6	77,8	109,2	95,4

Der Gesamtvergleich zwischen der neueren Pfanne 7 und der älteren Pfanne 4 zeigt nun, daß die ältere Pfanne bei einer Gesamtumlaufzeit von 64,5 min rd. 7° weniger verliert infolge der größeren festen Schlackendecke, die die Rolle eines Deckels spielt. Der gesamte Temperaturverlust beträgt 74° für Pfanne 7 und rd. 67° für Pfanne 4.

In Spalte 3 und 4 (*Zahlentafel 3*) ist die Verlustberechnung auf eine Gesamtumlaufzeit von 94,5 min ausgedehnt.

Förderzeiten auszudehnen. *Abb. 8* zeigt das Ergebnis der Berechnungen schaubildlich dargestellt.

Betrachtet man zunächst noch einmal die Kurve in *Abb. 5* und überlegt man, daß Pfanne 7 die neueste und Pfanne 8 die älteste der umlaufenden Pfannen ist, in anderen Worten, daß Pfanne 8 mit einem Schlackendeckel versehen ist, so hat man einerseits einen Maßstab für den Wert eines solchen Deckels, andererseits aber ist bei kurzen Umlaufzeiten

ein wesentlicher Unterschied nicht vorhanden. Erst bei 70 min Umlaufzeit entsprechend einer bewegten Roheisenmenge von etwa 390 t kommen neue Pfannen in Nachteil. Bei dem von uns angestrebten Mittel von 60 min entsprechend rd. 450 t und einer Förderzeit von etwa 11 min ist das Anbringen eines Deckels überflüssig. Höchstens kann der Zeitverlust beim Anbringen eines Deckels, der ja auch Wärme verliert, schädlich wirken. Wollte man die leeren Pfannen beheizen, so müßte eine dritte Pfanne in Betrieb genommen werden. Man könnte durch diese Beheizung die Wärmeabgabe des Roheisens an die Pfanne — beispielsweise

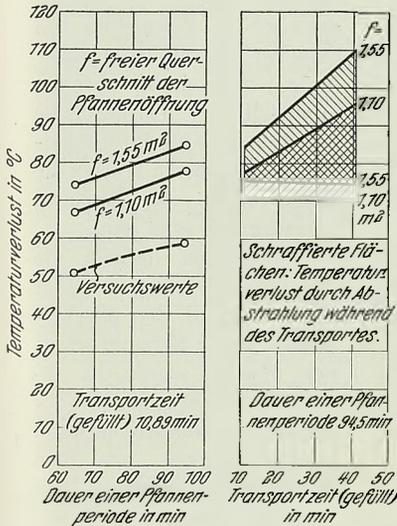


Abbildung 8. Errechnete Verluste für verschiedene Gesamt-Umlauf- und Transportzeiten.

Wenn man dagegen gezwungen ist, das Roheisen längere Zeit in der Pfanne zu belassen, so wird der Unterschied zwischen offener und abgedeckter Pfanne entscheidend. Abb. 8 zeigt bei einer Förderzeit von 41 min gegenüber einer Förderzeit von rd. 11 min ein rechnerisches Steigen des Verlustunterschiedes zwischen Pfanne 7 und Pfanne 4 von etwa 7° auf rd. 14°. Dies gilt für einen Unterschied in der Pfannenabdeckung von 0,45 m<sup>2</sup> oder 17 % des gesamten Öffnungsquerschnittes bei neuen Pfannen und einer leichten Schlackenschicht über dem Roheisen. In Betrieben mit Gießereien ist daher eine abgedeckte oder oben möglichst geschlossene Pfanne der denkbar beste Wärmeschutz.

Es möge noch an Hand der Berechnungen — und zwar mit Pfanne 7 — nachgeprüft werden, wie weit die Ausgangstemperatur des Roheisens am Hochofen den Wärmeverlust beeinflussen kann. Es ergibt sich:

Roheisen-Ausgangstemperatur . . . . .	1 325	1 425°
Wärmeverlust in den Rinnen . . . . .	40 700	52 600 kcal
Wärmeverlust beim Füllen . . . . .	32 900	42 500 kcal
Roheisen-Eingußtemperatur . . . . .	1 295	1 350°
Wärmeverlust nach dem Abschlacken . . . . .	16 300	18 700 kcal
Zusammen	89 900	113 800 kcal

Der Unterschied beträgt 23 900 kcal entsprechend 7°. Hinzu kommt für den Fall, daß heißes Eisen auf kaltes Eisen folgt, eine Vermehrung der Wärmeabgabe an die Pfanne entsprechend etwa 3°. Werden der Wärmeverlust durch Ausstrahlung während der Beförderung und die Wandverluste gleichgesetzt, so ergibt sich ein physikalisch erklärbarer Mehrverlust für heißes Roheisen von rd. 10° gegenüber 45° gemäß Messung.

Ein Abbrandversuch an fünf kalten und drei heißen Pfannen ergab kein eindeutiges Bild. Der gefundene Abbrand war in beiden Fällen etwa gleich. Hierüber könnten

nur, wie von H. Bansen angeregt, genaue Untersuchungen über etwaige Rückbildung von Eisenoxydul zu Eisen und andere Umsetzungen Aufschluß geben.

Aus Abb. 8 ist weiter ersichtlich, daß die Versuchswerte wesentlich unter den errechneten Verlusten liegen. In diesem Zusammenhang wurde der Abbrand in den Pfannen im großen Mittel untersucht. In *Zahlentafel 4* sind die mittleren Analysen des Roheisens und der Schlacke sowie die Schlackengewichte zusammengestellt. Aus der Veränderung der Schlackenanalyse vom Hochofen bis zum Mischer wurde die Schlackenbildung auf dem Förderweg aus der Abnahme des Kalkgehaltes errechnet. Demnach beträgt das Gewichtsverhältnis der Gesamtpfannenschlacke zu der aus dem Hochofen stammenden Schlacke 1,758. Von 37 949 kg Abziehschlacke sind demnach 21 588 kg Hochofenschlacke und 16 361 kg Abbrandschlacke. Die Zusammensetzung dieser Abbrandschlacke aus dem Vergleich der Analysen ist ebenfalls in *Zahlentafel 4* angegeben. Es ergibt sich demnach ein Abbrand, der — nach Abzug des Wärmeverbrauches für die Luftvorwärmung — eine Temperaturerhöhung von 23,7° nach sich zöge.

Dies stimmt wohl mit dem Unterschied zwischen errechneten und gemessenen Verlusten von rd. 20° überein, jedoch ist der durch die Roheisenanalysen angezeigte Siliziumabbrand wesentlich niedriger. Auf der anderen Seite ist auch die Verlustrechnung, soweit sie auf der Annahme einer Schlacken-Oberflächentemperatur während der Beförderung von 1000° beruht, nicht durchaus feststehend. Im großen Mittel ist die Übereinstimmung befriedigend.

Einer Anregung von R. Hase bei Besprechung des vorliegenden Berichtes folgend<sup>3)</sup>, wurde die Strahlungszahl des Roheisens nachträglich mit Gesamtstrahlungs-pyrometer zu 0,385 im Mittel bestimmt. Bei einer daraufhin vorgenommenen Umrechnung der Ergebnisse wurde noch die Wärmeableitung in den Boden während des Abstiches berücksichtigt. Auch wurde die Temperatur der auf der Roheisenpfanne schwimmenden Schlacke zu 900° eingesetzt, da diese Temperatur auf Grund weiterer Beobachtungen besser mit der Wirklichkeit übereinstimmt.

Diese Berechnungen ergaben in der Hauptsache:

1. eine Annäherung der rechnerischen an die gemessenen Temperaturverluste auf 14,5° gegenüber 20° bei der ersten Berechnung; dieser trotzdem noch verbleibende Unterschied läßt wohl keinen Zweifel mehr zu, daß der Abbrand bei der Beförderung des Roheisens eine stark temperaturerhaltende Wirkung ausübt;

2. bei Verlängerung der Förderzeit der gefüllten Pfanne um 30 min ein rechnerisches Steigen des Verlustunterschiedes zwischen Pfanne 7 und 4 von 5,7 auf 10,6°; der Nutzen der Abdeckung der Pfannen bei betrieblich gegebener längerer Förderzeit wird auch durch diese Zahlen genügend gekennzeichnet.

### III. Mischeruntersuchungen.

Ermittelt wurden bei den nachstehend beschriebenen Versuchen:

die Roheisen-Eingußtemperatur aller Pfannen, der Gasverbrauch des Mischers durch Staurandmessung, die Mischer-Innentemperatur nach jedem Roheisenausguß, die Roheisen-Ausgußtemperatur, die stündlich durchgesetzte Roheisenmenge, der Mischerinhalt im Schichtmittel, die Mischerwandverluste und deren Verteilung auf die Mischeroberfläche.

Die vier ersten Untersuchungen erfolgten am Mischer I, die zwei letzten am Mischer II. Beide Mischer haben ein

<sup>3)</sup> Siehe Erörterung auf S. 147.

Zahlentafel 4. Abbrand auf dem Förderweg und im Mischer.  
Roheisenmenge: 6422 t.

1. Roheisenanalysen in Gewichtsprozent:										
		C	Si	Mn	P	S				
Am Hochofen . . . . .		3,71	0,50	1,17	1,84	—				
Vor Einguß in den Mischer . . . . .		3,72	0,48	1,14	1,80	—				
Beim Ausguß aus dem Mischer . . . . .		—	0,45	1,12	1,80	0,053				
2. Schlackenanalyse in Gewichtsprozent:										
		SiO <sub>2</sub>	CaO	MnO	FeO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S	
Nachschlacke . . . . .		33,01	42,75	1,69	1,56	16,64	4,35	—	—	
Abziehschlacke . . . . .		47,27	24,32	4,83	9,76	9,46	3,18	0,63	0,55	
Mischerschlacke . . . . .		45,49	8,83	18,30	16,86	3,45	6,26	0,67	0,14	
3. Gesamtgewicht der Roheisen-Abziehschlacke . . . . .										37 949 kg
4. Gewichtsverhältnis		Gesamtpfannenschlacke		CaO-Nachschlacke						= 1,758
		Nachschlacke		CaO-Gesamtschlacke						
5. Gewicht der Nachschlacke . . . . .										21 588 kg
6. Gewicht der Pfannen-Abbrandschlacke . . . . .										16 361 kg
7. Zusammensetzung der Pfannen-Abbrandschlacke in Gewichtsprozent:										
		SiO <sub>2</sub>	MnO	FeO	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S			
		66,1	9,0	20,5	1,6	1,5	1,3			
8. Gewicht der Mischerschlacke . . . . .										8 845 kg
9. Aus den Schlacken errechneter Abbrand:										
Schlackenart	Gewicht der einzelnen Bestandteile				Abbrand der Roheisenmenge %	Wärmeentwicklung kcal je kg Roheisen	Wärmeverbrauch für Lufterwärmung kcal/kg Roheisen	Abbrandnutzwärme je kg Roheisen		
	kg									
Pfannen-Abbrand-schlacke	SiO <sub>2</sub>	10 810	Si	5045	0,0786	5,310	1,390	4,513 kcal entsprechen 23,7°		
	MnO	1 466	Mn	1136	0,0177	0,311	0,080			
	FeO	3 367	Fe	2620	0,0409	0,471	0,180			
	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	240	P	105	0,0016	0,096	0,032			
	S	209	S	209	0,0033	0,007	—			
Mischer-schlacke	SiO <sub>2</sub>	4 020	Si	1880	0,0293	1,980	0,520	1,861 kcal entsprechen 9,8°		
	MnO	1 620	Mn	1250	0,0195	0,342	0,088			
	FeO	1 490	Fe	1160	0,0180	0,209	0,079			
	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	59	P	26	0,0004	0,024	0,008			
	S	12	S	12	0,0002	0,004	—			
10. Stündliche Abbrandnutzwärme:										
a) bei der Pfannenbeförderung . . . . .										175 000 kcal
b) im Mischer . . . . .										72 200 kcal

mit 1293° (unberichtigt 1230°). Beim Ausguß sank diese Temperatur auf 1258° oder unberichtigt auf 1200°. Die Mischer-Innentemperatur betrug dabei 1270°. Da damals nur die unberichtigten Werte, die beim Ein- und Ausguß wesentlich tiefer lagen als die Mischer-Innentemperatur, bekannt waren, machte dieses Ergebnis stutzig. Es mußte demnach ein Wärmefluß von oben her in das Roheisen stattfinden; dann mußte aber die unmittelbare Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwände, in anderen Worten die Wandverluste des Mixers, ungewöhnlich groß sein.

Es wurden deshalb die Mischerwandverluste mit ihrer Verteilung auf den Mischerumfang durch Messung ermittelt. Hieraus wurde die unmittelbare Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwand in Abhängigkeit von dem Mischerinhalt errechnet. Das Ergebnis zeigt Abb. 9. Für den vorliegenden Versuch betrug die Wärmeabgabe 196 000 kcal/h bei einem Mischerinhalt von 380 t, während der gesamte Wärmeverlust des Roheisens sich auf 207 800 kcal/h stellte; das Roheisen hatte also noch Wärme nach oben ausgestrahlt. Das bedeutete aber, daß die Ergebnisse der optischen Temperatur-

Fassungsvermögen von 1100 t und eine Oberfläche einschließlich der Gleitschienen von 354 m<sup>2</sup>; die gesamte Mischer-Innenfläche ist 190 m<sup>2</sup>.

Zur Auswertung der Ergebnisse wurden in Abhängigkeit vom Mischerinhalt berechnet:

- die Badoberfläche,
- die von Roheisen berührte Mantelfläche,
- die feuerberührte Mantelfläche.

Die Zusammenstellung der Versuchsergebnisse ist aus Zahlentafel 1 zu ersehen. Die erste Untersuchung im Jahre 1929 bei Vollbetrieb ergab bei einem Koksofengasverbrauch von rd. 100 Nm<sup>3</sup>/h einen Temperaturabfall von 29°. Es verblieb eine Roheisen-Ausgußtemperatur von 1266°. Mit abnehmender Roheisenerzeugung und nach Einführung des Zweischichtenbetriebes im Stahlwerk sank infolge der großen Wärmeverluste auf dem Förderweg und des geringen Mischerdurchsatzes diese Temperatur auf 1230 bis 1240° (unberichtigt 1170 bis 1180°), was vom Stahlwerk als unbefriedigend anzusprechen war. Dem Mischer zugeführt wurde das Eisen mit etwa 1280° (unberichtigt 1220°). Nachdem die Beförderung der Pfannen verbessert worden war, wurde auch die Mischerbeheizung — soweit es die vorhandenen Brenner zuließen — auf 168 Nm<sup>3</sup>/h verstärkt. In Spalte 3 (Zahlentafel 1) sind die Ergebnisse eines daraufhin vorgenommenen Mischerversuches enthalten. Angeliefert wurde das Roheisen

messung berichtigt werden mußten. Diese Berichtigung wurde in der zuvor beschriebenen Weise vorgenommen, und alle Versuchsergebnisse wurden entsprechend umgerechnet.

Inzwischen waren die Mischerbrenner auf eine Leistung von 400 Nm<sup>3</sup> Koksofengas je h gebracht worden. Der Erfolg der verstärkten Beheizung wurde in drei weiteren Versuchen nachgeprüft. Die Verbesserung ist, wie aus Zahlentafel 1, Spalte 4 bis 6, hervorgeht, augenscheinlich. Bei etwa gleicher Mischer-Eingußtemperatur (1289 gegen 1293°) ging der Temperaturverlust des Roheisens bei Verstärkung der Beheizung von 168 Nm<sup>3</sup>

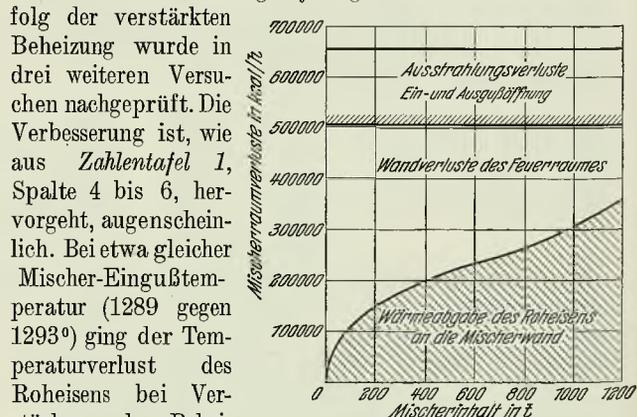


Abbildung 9. Mischerraumverluste.

auf 340 Nm<sup>3</sup>/h von 35 auf 10° zurück (Spalte 3 und 5). Bei einem Koksofengasverbrauch von 265 und 266 Nm<sup>3</sup>/h betrug laut der Versuchsergebnisse in Spalte 4 und 6 der Temperaturabfall 31 und 27°, er war also im Vergleich zu

Versuch 5 recht hoch. Jedoch war bei diesen Versuchen die Anlieferungstemperatur höher. Es galt nunmehr, alle Einflüsse, die auf den Temperaturabfall einwirken können, miteinander in Zusammenhang zu bringen, um ein richtiges wärmetechnisches Bild zu erhalten. Dies sind: Roheisen-Eingußtemperatur, Mischerbeheizung, Mischer-Innentemperatur, Mischerinhalt. Der Weg hierzu führt über die Wärmebilanz und den Wärmefluß in das Roheisen.

### 1. Wärmebilanzen.

Außer der Bestimmung der Gas-Nutzwärme und des Wärmeverlustes des Roheisens, der als Nutzwärme für den Mischer zu buchen ist, waren zu ermitteln die Nutzwärme durch Abbrand und die Raumverluste des Mischers. Die Ergebnisse der Mischer-Abbrandversuche, und zwar einmal über die Analyse der Mischerschlacke und einmal über die Roheisenanalyse, zeigt *Zahlentafel 4*. Bei den Versuchen wurde besonders sorgfältig vor dem Einguß in den Mischer abgeschlackt, so daß die gesamte Mischerschlacke praktisch als Abbrandschlacke bezeichnet werden konnte. 8845 kg entfallende Mischerschlacke ergaben mit der in *Zahlentafel 4* angegebenen Analyse einen Siliziumabbrand von 0,0293 %, einen Manganabbrand von 0,0195 % und einen Eisenabbrand von 0,0209 %. Dieser Abbrand lieferte nach Abzug des Wärmeverbrauches für Lufterwärmung eine Nutzwärme von 1,86 kcal/kg eingebrachtes Roheisen oder von 72 200 kcal/h entsprechend einer Temperaturerhöhung des Roheisens von 9,8°.

Die Roheisenanalysen zeigten ungefähr den gleichen Abbrand an.

### 2. Die Raumverluste.

Die Wandverluste stellen sich nach den Untersuchungsergebnissen wie folgt:

Seitenwand I . . . . .	46 810 kcal/h
Seitenwand II . . . . .	55 930 kcal/h
Mantelfläche, Ausgußseite . . . . .	153 680 kcal/h
Mantelfläche, Mitte . . . . .	78 710 kcal/h
Mantelfläche, Eingußseite . . . . .	141 100 kcal/h
Zusammen	476 230 kcal/h

Bei der Rechnung wurde für die Oberfläche eine Strahlungszahl von 4,5 angenommen. Ein Vergleich mit den Restgliedern aus den Wärmebilanzen zeigt, daß diese Zahlen ungefähr stimmen. Somit können die der *Abb. 9* entnommenen Werte der unmittelbaren Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwand zur Bestimmung des Wärmeflusses in das Roheisen verwendet werden.

Mehrere gleichartige Messungen, die in der Hauptsache von F. Wentzel durchgeführt wurden, lieferten durchaus ähnliche Ergebnisse. Besonders wurde eine Abhängigkeit zwischen Mischerinhalt und Mischerraumverlusten nicht ermittelt.

Zu diesen Verlusten kommen noch die Ausstrahlungsverluste hinzu:

a) Ausstrahlungsverluste durch die ständigen Oeffnungen, d. h. die undichten Stellen an Ein- und Ausgußöffnung, die Versuchslöcher und die Brenneröffnungen. Ihr Gesamtquerschnitt beträgt 0,3 m<sup>2</sup>. Mit der Strahlungszahl 4,5 errechnen sie sich zu 75 500 kcal für Versuch 3 (Mischer-Innentemperatur 1270°) und zu 86 200 kcal für Versuch 6 (Mischer-Innentemperatur 1321°).

b) Ausstrahlungsverluste durch die Eingußöffnung beim Eingießen. Der Oeffnungsquerschnitt beläuft sich auf 1,74 m<sup>2</sup>. Die Strahlung der Deckelmauerwerkung wird zur Hälfte der Oeffnungsstrahlung eingesetzt, so daß im ganzen 2,61 m<sup>2</sup> in Frage kommen. Die Oeffnung stand im Mittel 5,4 min/h offen. So errechnen sich für Versuch 3 die Aus-

strahlungsverluste zu 60 200 kcal/h und für Versuch 6 zu 68 700 kcal/h.

### 3. Wärmefluß in das Roheisen.

Um die Wärmeabgabe der Heizgase an das Roheisen zu bestimmen, mußte die Wärmebilanz des Mischers unterteilt werden:

a) in Bilanz des „Obermischers“, d. h. des Mischerteiles, der nicht vom Roheisen berührt, dessen Wärmeverluste also nur durch die Heizung gedeckt werden;

b) in Bilanz des „Untermischers“, d. h. des Mischerteiles, der vom Roheisen berührt wird, dessen Wärmeverluste infolgedessen durch den Wärmeverlust des Roheisens gedeckt werden.

Die Wärmebilanz des Obermischers stellt sich wie folgt dar:

Durch die Heizgase eingeführte Wärmemenge — Wärmeabgabe an das Roheisen bzw. + Wärmeentnahme der Heizgase aus dem Roheisen = Wärmeverluste des Obermischers (Ausstrahlungsverluste + Raumverluste) — Abgasverluste.

Die Bilanz des Untermischers ist:

Wärmeverluste des Untermischers = Wärmeverlust des Roheisens während seines Aufenthaltes im Mischer + Wärmeabgabe der Heizgase an das Roheisen bzw. — Wärmeentnahme der Heizgase aus dem Roheisen.

Ausgangspunkt für die Unterteilung der Wärmebilanz ist demnach die Unterteilung der Mischerverluste und deren Verteilung auf den Mischerumfang. Diese Verteilung muß kurvenmäßig aufgetragen und ausgewertet werden, da ja Ober- und Untermischer infolge des wechselnden Mischerinhaltes keine feststehenden Begriffe sind. Die Kurven müssen dieselbe in Beziehung zum Mischerinhalt bringen.

*Abb. 9* zeigt in Abhängigkeit von dem Mischerinhalt die stündlichen Raumverluste des Untermischers oder die unmittelbare Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwand. Zur Auswertung eines Versuches genügt es nunmehr, an Hand der Bewegung des Mischerinhaltes über die Versuchsdauer hin die mittleren Mischerinhalte zu bestimmen und die entsprechende stündliche Wärmeabgabe der *Abb. 9* zu entnehmen. Da andererseits der Wärmeverlust des Roheisens während seines Aufenthaltes im Mischer aus der Temperaturabnahme bekannt ist, ergibt sich durch Subtraktion die Wärmeabgabe der Heizgase an das Roheisen. Das Ergebnis dieser Rechnungen ist für die einzelnen Versuche in der allgemeinen *Zahlentafel 1* eingetragen. Man sieht, daß für den Versuch 1 aus dem Jahre 1929, währenddessen der Mischer mit nur rd. 100 m<sup>3</sup> Koksofengas beheizt wurde, das Roheisen 150 700 kcal/h oder 2900 kcal/h und m<sup>2</sup> Badoberfläche an die Heizgase abgab. Nur der hohe Stundenumsatz (72,9 t) brachte es mit sich, daß bei einem so entstehenden stündlichen Gesamtwärmeverlust des Roheisens von 401 700 kcal die Ausgußtemperatur mit 1266° und der Temperaturverlust des Roheisens im Mischer mit 29° annehmbar waren. Die mit dem Heizgas zugeführte Wärmemenge reichte also nicht aus, die Verluste des Obermischers zu decken; derselbe wurde vielmehr teilweise durch die vom Roheisen ausgestrahlte Wärme warm gehalten. In der Tat betrug die Nutzwärme der Beheizung nur rd. 170 000 kcal/h, also nicht viel mehr, als das Roheisen mit 150 700 kcal/h zur Beheizung des Obermischers beisteuerte. Bei einer Beheizung des Mischers mit 340 Nm<sup>3</sup> Koksofengas je h hingegen (Versuch 5) gelang es, nicht nur die Verluste des Obermischers zu decken, sondern noch 170 000 kcal/h oder 3300 kcal/h und m<sup>2</sup> Badoberfläche in das Roheisenbad hineinzudrücken. Das Ergebnis war trotz des kleinen Roh-eisendurchsatzes von 34 t/h ein Temperaturverlust von nur

10°. Die übrigen Versuche liegen, wie die *Zahlentafel 1* angibt, zwischen diesen Grenzwerten.

Der Wärmeübergang in das Roheisen ist in *Abb. 10* in Abhängigkeit von dem Temperaturunterschied zwischen Mischer-Innentemperatur und Roheisen-Ausgußtemperatur aufgetragen.

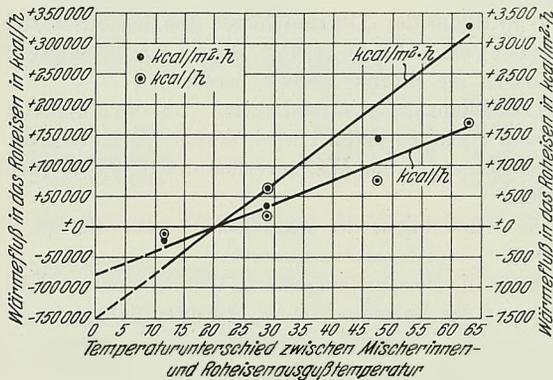


Abbildung 10. Wärmeübergang von dem Feuerraum in das Roheisen.

Der rechnerische Ausdruck dafür lautet:

$$Q_{RE} = F[(\vartheta_J - \vartheta_{RA}) 73,5 - 1450] \text{ kcal/h,} \quad (1)$$

worin:

$Q_{RE}$  = in das Roheisenbad eindringende Wärme kcal/h;

$F$  = Badoberfläche in  $m^2$ ;

$\vartheta_J$  = Mischer-Innentemperatur in  $^{\circ}C$ ;

$\vartheta_{RA}$  = Roheisen-Ausgußtemperatur in  $^{\circ}C$ .

Wird  $Q_{RE}$  auf die Roheisen-Eingußtemperatur bezogen, so erhält man die Formel:

$$Q_{RE} = F[(\vartheta_J - \vartheta_{RE}) 56,5 + 500] \text{ kcal/h.} \quad (2)$$

$\vartheta_{RE}$  = Roheisen-Eingußtemperatur in  $^{\circ}C$ .

Der Wärmefluß in das Roheisen beginnt demnach, sobald die Mischer-Innentemperatur 20° über der Roheisen-Ausgußtemperatur oder 10° unter der Roheisen-Eingußtemperatur liegt.

Die Nachprüfung der Wärmeübergangsverhältnisse im Feuerraum des Mixers zeigt, daß für den festgestellten Wärmeübergang in das Roheisen zwischen Mischer-Innentemperatur und Badoberflächentemperatur nur ein Unterschied von wenigen Graden vorhanden sein kann, da die Mischerwand als sekundäre Strahlungsheizfläche wirkt.

$t_{Gas} - t_R$ <sup>1)</sup> in $^{\circ}C$	$t_J - t_R$ in $^{\circ}K$	Gesamter Wärmeübergang in das Roheisen $q_{ges}$ in kcal/m <sup>2</sup> h		
		a) Gasstrahlung	b) Mischerwandstrahlung	c) total
27,8	1	2 870	580	3 450
34,8	2	3 290	1 170	4 460
35,8	3	3 700	1 760	5 460
43,7	5	4 520	2 930	7 450
63,7	10	6 590	5 860	12 450
104,2	20	10 770	12 880	23 650

<sup>1)</sup>  $t_{Gas} - t_R = t_{Gas} - t_J + t_J - t_R$ .

Daraus erhellt, daß je nach der Größe von  $Q_{RE}$  eine mehr oder weniger beträchtliche Spanne zwischen Badoberflächentemperatur einerseits und Roheisen-Ausguß- oder auch Roheisen-Eingußtemperatur bestehen muß. Es geht des weiteren daraus hervor, daß das Eindringen der Wärme in das Bad praktisch ausschließlich vom Standpunkte der Wärmeleitfähigkeit des flüssigen Roheisens aus zu betrachten ist.

Die reine Wärmeleitfähigkeit des Roheisens ist nicht durch Messungen bestimmt worden. Es wird deshalb bei den folgenden Ueberlegungen mit dem Werte  $\lambda = 43 \text{ kcal/m} \cdot \text{h} \cdot ^{\circ}C$

für festes Roheisen gerechnet. Die Aenderung dieser Wärmeleitfähigkeit mit der Temperatur ist dabei gleich der Aenderung bei Kohlenstoffstählen angenommen. Für flüssiges Roheisen sind 65% der Wärmeleitfähigkeit vor der Schmelztemperatur eingesetzt. Ein Vergleich mit der Wärmewanderung in Kokillen nach B. Matuschka<sup>4)</sup> ergab bei dieser Annahme rechnerische Uebereinstimmung. Da infolge der über die Dauer eines Versuches schwankenden Form des Mischerbades die mathematische Behandlung des Wärmefflusses nicht angeht, wurde die Differenzenmethode von E. Schmidt angewandt. Sie ergibt mit einer Wärmeleitfähigkeit von 21 so rasch absinkende Roheisentemperaturen an der tiefsten Stelle des Bades, daß auf eine starke Steigerung des Wärmefflusses durch die Durchmischung des Roheisens geschlossen werden muß.

Wohl die stärkste Unterstützung des Wärmefflusses im Roheisen ist dessen Durchmischung in senkrechter Richtung beim Einguß. Sie kann etwa unmittelbar verhältnismäßig dem Roheisendurchsatz und umgekehrt verhältnismäßig dem Mischerinhalt, also zusammengefaßt umgekehrt verhältnismäßig der Durchsatzzeit gesetzt werden. Sodann ist eine gewisse senkrechte Mischbewegung beim Abfließen des Roheisens beim Ausgießen zu erwarten, sobald und an den Stellen, wo die Abfließgeschwindigkeit des Roheisens die kritische Geschwindigkeit übersteigt, also um so eher, je kleiner die Zähigkeit des Roheisens, d. h. je höher dessen Temperatur ist. In der Hauptsache wird das Abfließen waagerechte Durchmischung nach sich ziehen.

Starke Strömungen nach jeder Richtung entstehen durch den Ausgleich der durch die Mischerform bedingten verschiedenen Temperaturen auf gleicher Höhe des Bades. Ein Maß für die gesamte Durchmischung liefert der Vergleich der Temperatur des jeweils abgezogenen Roheisens mit der Temperatur des im Mischer verbleibenden Roheisens. Die mittlere Temperatur des letzten kann bei günstigen Versuchsbedingungen aus dem Wärmeinhalt des zugeführten sowie des abgezogenen Roheisens, und aus den Wärmeverlusten im Mischer durch Teilbilanzen ermittelt werden.

Für den Versuch 6, bei dem alle hierzu erforderlichen Messungen ausgeführt wurden, und bei dem zudem Mischer-Innentemperatur und Roheisen-Eingußtemperatur ziemlich genau übereinstimmten, also kein großer Wärmeaustausch zwischen Roheisenbad und Obermischer stattfand, zeigte diese Berechnung, daß zwischen dem abgezogenen und dem verbleibenden Roheisen der Temperaturunterschied von 5° zu Anfang der Woche auf 40° am Mittwoch anstieg und von da ab bei sinkendem Mischerinhalt abnimmt. Der Roheisendurchsatz betrug 38,7 t/h, die größte Durchsatzzeit 21,4 h (am Montagmorgen).

Für den Versuch 1 war hingegen, wie die Verlustberechnung nachwies, am Montagmorgen ein nennenswerter Unterschied zwischen entnommenem und zurückbleibendem Roheisen nicht vorhanden, und auch im weiteren Verlauf der Woche wurde stets das Roheisen mit der Temperatur abgezogen, die nach der Verlustberechnung als Mitteltemperatur zu erwarten war. Die Durchmischung in thermischer Hinsicht war vollständig. Der Roheisendurchsatz stellte sich bei diesen Betriebsverhältnissen auf 72,9 t/h, die größte Durchsatzzeit am Montag auf 14,8 h. Dadurch war die Steigerung der Wärmeleitung auf das gewünschte Maß erreicht.

Es wäre daraus zu schließen, daß das Fassungsvermögen des Mixers unter zwei Drittel der Tageserzeugung bleiben sollte, um genügende thermische Durchmischung zu gewähr-

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 1/12 (Stahlw.-Aussch. 232).

leisten. Selbstverständlich kann hingegen in Hinsicht auf die chemische Durchmischung der Mischer nie zu groß sein, da die dann in Frage kommende absolute Durchmischung gleich dem Produkt des Mischerinhaltes und der durch die Temperaturmessungen zum Ausdruck kommenden relativen Durchmischung ist.

Die vorausgehenden Ueberlegungen zeigen weiter, daß der Wärmeübergang in das Roheisen, sobald man ihn durch den einfachen Ansatz  $Q_{RE} = C \cdot F \cdot \Delta \vartheta$  ausdrückt, eigentlich auf den Temperaturunterschied zwischen Mischerwand und Badoberfläche bezogen werden müßte. Da jedoch dieser Unterschied beim gewöhnlichen Roheisenmischer nur wenige Grad beträgt und infolgedessen nicht feststellbar ist, und da die Wärme-flußberechnungen zeigen, daß im beheizten Mischer die Temperaturen von der Badoberfläche

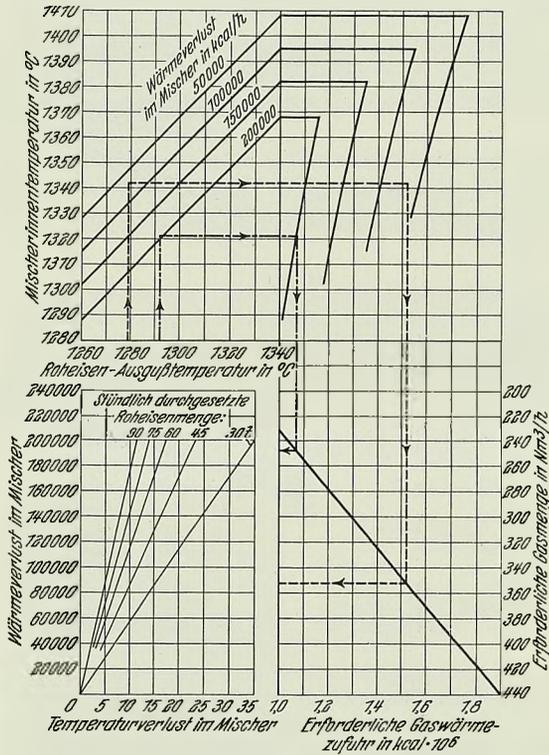


Abbildung 11. Nomogramm für die Mischerbeheizung.

nach den Wänden zu abnehmen, wird man zweckmäßig die höchste festgestellte Roheisentemperatur ( $\vartheta_R$ ) als Bezugsgröße wählen, also bei gegebenem Wärmeverlust des Roheisens im Mischer die Eingußtemperatur und bei Aufheizung die Ausgußtemperatur. Bemerkenswert ist, daß man dann z. B. den Angaben über den Flachherdmischer<sup>5)</sup> mit der Formel 2 ziemlich gerecht wird.

Gegeben:

Nutzwärme ( $Q_{RE}$ ) . . . . .	209 000 kcal/h
Wandverluste des Untermischer . . . . .	226 000 kcal/h
Wärmeübergang in das Roheisen insges. . . . .	435 000 kcal/h
Roheisen-Ausgußtemperatur . . . . .	1420°
Badoberfläche bei gefülltem Mischer . . . . .	32,4 m <sup>2</sup> .

Da der Mischer täglich einmal leergezogen wurde, sei die Fläche für eine Schicht nur halb eingesetzt, demnach  $F = 27$  m<sup>2</sup>.

Mischer-Innentemperatur gemessen . . . . .	rd. 1700°
$Q_{RE}$ nach Formel 2 gerechnet . . . . .	428 000 kcal/h

Dies beweist, daß man diese Formel jedenfalls in den Temperaturbereichen des Roheisenmischer auf Hüttenwerken unbedenklich anwenden kann.

<sup>5)</sup> E. Bertram: Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 125/33.

Es lag nun bei Vorliegen aller obigen Versuchswerte nahe, ein Nomogramm für die Mischerbeheizung zu zeichnen, um dadurch die Betriebsführung zu erleichtern. Ausgehend von einer gewünschten Roheisen-Ausgußtemperatur errechnet man aus der Anlieferungstemperatur den zulässigen Wärmeverlust oder den erforderlichen Wärmegewinn im Mischer. Je nach dem Mischerinhalt bedingt dieser zulässige Wärmeverlust einen erforderlichen Wärmeübergang in das Roheisen und damit eine erforderliche Mischer-Innentemperatur sowie eine erforderliche Gasnutzwärme. Aus der Mischer-Innentemperatur lassen sich dann die Abgasverluste und somit die zuzuführende Wärme- oder Gasmenge bestimmen. Abb. 11 zeigt ein solches Nomogramm für einen mittleren Mischerinhalt von 600 t. Zudem zeigt das Nomogramm, daß der Gewinn von 25° bei der Roheisenbeförderung einer Ersparnis von rd. 4 Nm<sup>3</sup> Koksofengas je t Roheisen bei der Mischerbeheizung entspricht.

Zum Schluß seien die Ergebnisse noch in zwei Ausdrücken zusammengefaßt, nämlich:

$$1. \quad \vartheta_J = \vartheta_R + \frac{\left(\frac{F_2}{F} \cdot V_u - \frac{V_{RE}}{F} - 500\right)}{56,5} \text{ (}^\circ\text{C)}, \quad (3)$$

worin

- $\vartheta_J$  = Mischer-Innentemperatur in °C;
- $\vartheta_R$  = höchste Roheisentemperatur in °C;
- $F_2$  = roheisenberührte Mischerwandfläche in m<sup>2</sup>;
- $F$  = Badoberfläche in m<sup>2</sup>;
- $V_u$  = Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwand in kcal/h;
- $V_u$  ist abhängig von der Stärke und der Wärmeleitfähigkeit (Isolierung) der Mischerwand;
- $V_{RE}$  = zulässiger Wärmeverlust des Roheisens im Mischer oder verlangter Wärmegewinn in kcal/h.

$$2. \quad Q_{Gas} = \frac{56\,500 (V_s - A + F_3 \cdot v_0 + F_2 \cdot v_u) - V_{RE}}{63\,560 - 32,8 \vartheta_R - 0,58 \left(\frac{F_2}{F} \cdot V_u - \frac{V_{RE}}{F} - 500\right)} \text{ kcal/h}, \quad (4)$$

worin

- $Q_{Gas}$  = mit dem Heizgas zugeführte Wärmemenge in kcal/h.

Der Klammerausdruck  $(V_s - A + F_3 \cdot v_0 + F_2 \cdot v_u)$  sind die gesamten Mischerraumverluste in kcal/h.

Es bedeuten:

- $V_s$  = Ausflam- und Ausstrahlungsverluste des Obermischer in kcal/h,
- $A$  = Abbrandnutzwärme in kcal/h,
- $F_3$  = rauchgasberührte Mischerwandfläche in m<sup>2</sup>,
- $v_0$  = Wärmeabgabe der Rauchgase an die Mischerwand in kcal/m<sup>2</sup> · h.
- $v_u$  = Wärmeabgabe des Roheisens an die Mischerwand in kcal/m<sup>2</sup> · h.

In Formel 4 ist der Feuerungswirkungsgrad der Gasbeheizung in Beziehung zur Abgastemperatur gebracht worden. Da diese im Mittel 50° über der Mischer-Innentemperatur ( $\vartheta_J$ ) liegt, konnte  $\vartheta_J$  und gemäß Formel 3  $\vartheta_R$  in den Ausdruck 4 eingesetzt werden. Derselbe gilt infolgedessen nur für Koksofengasbeheizung und außerdem nur in dem Temperaturbereich  $\vartheta_R = 1250$  bis  $1350^\circ$ .

Die Roheisenhöchsttemperatur bestimmt die Temperaturhöhe der Vorgänge. Sie schreibt die Wertigkeit des Brennstoffes vor<sup>6)</sup>. Sie ist die Grundlage der Mischer-Innentemperatur (3) und hat einen erheblichen Einfluß auf

<sup>6)</sup> H. Bansen: Wärmewertigkeit, Wärme- und Gasfluß, die physikalischen Grundlagen metallurgischer Verfahren. (Düsseldorfer: Verlag Stahleisen m. b. H. 1930.)

der Pfannenzahl von vier auf drei die bewegte Roheisenmenge je Pfanne und Tag von 180 auf 240 t erhöht. Die Einlaufftemperatur beim Einguß in die Pfanne war 1374°, die Eingußtemperatur in dem Mischer 1313° und der Verlust beim Pfannentransport nur noch 61°. Der Temperaturgewinn durch die gedeckte 40-t-Pfanne ist im Mittel aus 16 Abstichen 68° gegen die frühere Arbeitsweise mit vier ungedeckten 25- bis 30-t-Pfannen.

Dieser Gewinn von 68° ist darauf zurückzuführen, daß die ungedeckten Pfannen im Fall I gänzlich auskühlten und Bären ansetzten, während im Falle II die gedeckte Roheisenpfanne bis zum nachfolgenden Abstich hellrot warm bleibt und selbst über eine Pfannenreise von 700 Fahrten nicht eine Spur von Bärenbildung zeigt. Die Haltbarkeit der gedeckten Pfanne liegt bei 700 Fahrten gegen höchstens 500 Fahrten bei der ungedeckten Pfanne. Häufig fiel bei den letzten die Haltbarkeit auf nur 350 Fahrten, da jeweils nach 100 Fahrten die Bären ausgebrochen werden mußten.

Die vorliegenden Versuche zeigen, in welchem Maße Pfannenbären den Temperaturverlust des Roheisens vergrößern. Sie lassen ferner erkennen, daß bei langen Umlaufzeiten das Abdecken der entleerten Pfannen ausschlaggebend ist und das Ansetzen von Pfannenbären restlos beseitigt werden kann. Der geringe Pfannenumlauf beim Einofenbetrieb läßt sich durch Arbeiten mit einer selbsttätigen Stichlochstopfmaschine erhöhen. Die Maschine beseitigt den schädlichen Einfluß des Windabstellens auf Ofengang und Gaswirtschaft, so daß öfters abgestochen und mit verringerter Pfannenzahl gearbeitet werden kann. Die Möglichkeit, mit dieser Maschine jederzeit gegen den vollen Eisenstrom stopfen zu können, verhindert das Gießen von nur teilweise gefüllten Pfannen, bei denen bekanntlich der Temperaturabfall wesentlich größer als bei vollen Pfannen ist.

In Spalte III (Zahlentafel 5) ist diese Betriebsweise mit nur zwei Roheisenpfannen dargestellt. Die bewegte Roheisenmenge je Pfanne und Tag steigt auf 360 t, die Dauer eines Pfannenumlaufes ist nur noch 160 min, und die Förderzeit der leeren Pfanne wird auf 111 min gesenkt. Temperaturmessungen bei dieser Betriebsweise liegen nicht vor, da wir zur Zeit mit dem Einbau einer selbsttätigen Maschine beginnen.

Zu den von Herrn Graff gefundenen Werten ist zu bemerken, daß die am Abstich ermittelte Roheisentemperatur von 1350 bis 1380° etwa 50 bis 60° tiefer liegt als die von uns ermittelte Abstichtemperatur von 1420°. In unserem Falle wurde der Thomasofen auf volle Leistung betrieben; bei einer Erzeugungseinschränkung von etwa 30 % fiel die Abstichtemperatur um 20 bis 30°, wohl infolge der anteilig größeren Kühlverluste des Hochofengestells beim Rückgang der Erzeugung. Vielleicht erklärten sich diese Unterschiede durch die geringere Erzeugung der Minetteöfen; andererseits sind sie möglich bei tiefer gelegenem Schlackenmelzpunkt der aus reiner Minette erblasenen Hochofenschlacke, die bekanntlich einen wesentlich höheren Tonerdegehalt als unsere Schlacke enthält. Nach unseren Feststellungen ist die Abstichtemperatur des Roheisens vor allem von der Basizität der zu gleicher Zeit fallenden Schlacke abhängig, wie es Abb. 14 zum Ausdruck bringt. Mit zunehmendem Kalk-Kieselsäure-Verhältnis der Schlacken wurde ein Ansteigen der Roheisentemperatur gefunden. Die in Abb. 14 eingezeichneten Punkte sind Tagesmittelwerte.

Mit steigender Schlackenbasizität wird der Schmelzpunkt der Schlacke höher liegen, es wird eine heißere Schlacke erblasen. Zugleich wird die heißere Schlacke das gleichzeitig fallende Roheisen im Gestell stärker überhitzen. Nach unseren Erfahrungen darf jedoch im praktischen Betrieb das Kalk-Kieselsäure-Verhältnis der Schlacke 1,3 nicht überschreiten, da die Schlacke andernfalls zerfällt und für die Schlackenverwertung unbrauchbar wird.

A. Wagoner, Burbach: Herr Spetzler hat letzthin hervorgehoben<sup>8)</sup>, daß ein Thomaseisen, das den Mischer mit gleichen chemischen und physikalischen Eigenschaften verläßt, sich zu verschiedenen Zeitpunkten im Stahlwerk ungleichmäßig verbläst. Das haben wir auch öfters festgestellt, und Herr Eichel hat bereits früher darauf hingewiesen<sup>9)</sup>, daß das Stahlwerk günstig arbeitet, wenn man am Hochofen mit kurzer Schlacke fährt. Herr Haag und Herr Steinhäuser haben dies bestätigt<sup>8)</sup>.

Nach den heutigen Darlegungen glaube ich bestimmt, daß die Ursache für die ungleichmäßige Verblasbarkeit gleichen Eisens auch im Stahlwerk zu suchen ist. Es geht aus den Vorträgen und der daran anknüpfenden Aussprache hervor, daß die Untersuchungen sowohl in chemischer als auch in physikalischer Hinsicht auf dem Wege vom Hochofen zum Mischer und während

<sup>8)</sup> Erörterung zu dem Bericht von K. Eichel: Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 236.

<sup>9)</sup> Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 522.

des Aufenthaltes im Mischer auf den meisten Werken eingehend durchgeführt wird, während das Roheisen vom Mischer bis in den Konverter noch nicht in demselben Maße verfolgt wurde.

Die Verluste der Pfanne, die das Roheisen zum Konverter bringt, müßten ebenfalls untersucht und durch Aufheizen oder Abdecken der Pfanne während der Pausen auf ein Mindestmaß gebracht werden. Dasselbe gilt vom Konverter, der selbst als Pfanne anzusehen ist. Da dessen Rauminhalt ein Mehrfaches von dem des eingegossenen Roheisens ausmacht, verursachen die großen Flächen bedeutende Wärmeverluste. Weiterhin müßten die Zuschläge genau überwacht werden. So kann z. B. der Schrott, wie das auf vielen Werken geschieht, in warmem Zustand zugegeben werden. Auch muß der Kalk, wie Herr Eichel hervorhob, in der richtigen, gleichmäßigen Stückgröße zugesetzt werden.

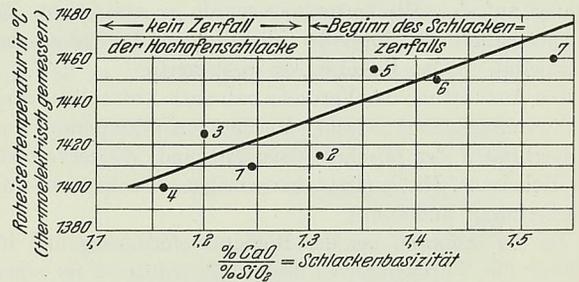


Abbildung 14. Roheisentemperatur bei verschiedener Basizität der Schlacke.

Ich bin davon überzeugt, daß es möglich sein wird, in absehbarer Zeit belangreiche Ergebnisse zu erzielen, wenn Stahlwerker und Wärmeingenieure ihre Untersuchungen bis nach dem Blausvorgang mit derselben Peinlichkeit durchführen, wie sie das mit dem Roheisen vor dem Mischer und im Mischer gemacht haben.

F. Franz, Oberhausen: In Ergänzung der Ausführungen von Herrn Lennings möchte ich noch einige Ergebnisse mitteilen, die bei Untersuchungen im Thomaswerk der Gutehoffnungshütte erhalten wurden.

In Zahlentafel 6 sind als Monatsdurchschnitt die auf der Gutehoffnungshütte in den Monaten Januar bis August 1933 laufend optisch gemessenen Temperaturen des Roheisens aller in den Mischer entleerten Hochofen-Roheisenpfannen und aller aus dem Mischer entnommenen Mischereisenabstiche eingetragen; die Temperaturen sind mit dem Pyrothermometer gemessen, die angegebenen Meßwerte sind sämtlich berichtigt.

Im Januar und Februar wurden nur Hochofenpfannen ohne Deckel verwendet. Die Roheisenoberfläche war mit Koksguss abgedeckt. Im März und April wurden sowohl Hochofenpfannen mit als auch solche ohne Deckel benutzt. Ab Mai hatten fast alle Pfannen Deckel. Die Pfannen mit Deckel hatten 40 t, die Pfannen ohne Deckel 30 t Inhalt.

Aus der Zahlentafel 6 ergibt sich folgendes:

1. Das Ansteigen der Roheisentemperaturen von Januar bis August ist deutlich zu sehen. Es ist hauptsächlich auf die Einführung des Deckels zurückzuführen. Daß die Menge des mit dem Ofen erblasenen Eisens nicht die Ursache ist, ergibt sich aus dem Vergleich der mittleren Temperaturen von Januar und Mai, bei denen bei etwa gleicher Erzeugungsmenge des Eisens eine Steigerung der berichtigten Durchschnittstemperaturen von 1236 — 1192 = 44° erzielt worden ist. Auf wahre Temperaturen umgerechnet, ergibt sich eine Steigerung von rd. 50°. Daß eine volle Leistung des Eisens keine Steigerung ergibt, ersieht man aus dem Vergleich der Monate Juni, Juli und August. Bei der größten Leistung im August liegt die Durchschnittseingußtemperatur unter der der Monate Juni und Juli. Der niedrige Durchschnittswert der Eingußtemperatur im August ist zum Teil darauf zurückzuführen, daß beim Betrieb eines Mischers und hoher Ofenleistung nach Feierschichten drei volle Roheisenpfannen 2 bis 3 h vor dem Mischer auf Entleerung warten mußten, da der Mischer voll war. Diese Verluste erschienen geringer als die des Betriebes zweier Mischer.

Ein ähnliches Ergebnis wie die Temperaturen am Hochofen zeigen die Durchschnitts-Eingußtemperaturen des Eisens aus dem Kupolofen. Hier werden erst ab Juli nur Deckelpfannen verwendet. Ein Vergleich der Durchschnittstemperaturen zwischen März 1933 (ohne Deckelpfanne) und Juli und August (mit Deckelpfanne) zeigt einen Temperaturgewinn am Mischereinguß von 1223 — 1174 = 49° oder, auf wahre Temperaturen umgerechnet, von rd. 55°, also etwa denselben Temperaturgewinn wie auf dem Wege vom Hochofen zum Mischer.

Zu den etwa gleichen Ergebnissen führt die im unteren Teil der Zahlentafel angeführte vergleichende Betrachtung der Eingießtemperaturen des Roheisens des Hochofens in den Mischer in den Monaten März und April 1933. Der Temperaturunterschied beträgt hier zwischen Roheisen aus Deckelpfannen und ungedeckten Pfannen 53 und 40° (berichtigt). Bei wahren Temperaturen würden diese Unterschiede etwa 60 und 44°, im Mittel also rd. 52° betragen.

Es muß bemerkt werden, daß diese Temperaturgewinne unter ganz bestimmten, durch die Eigenart des Werkes gegebenen Verhältnissen erzielt worden sind. Andere Werke werden je nach den Verhältnissen noch größere Gewinne oder aber auch geringere Gewinne erreichen.

2. Die Unterschiede zwischen den Monatsmittelwerten des in den Mischer eingegossenen und des aus dem Mischer entnommenen Roheisens ergeben sich aus der letzten Spalte der Zahlentafel 6. Die Verminderung dieser Temperaturverluste von 29° im Januar auf 10 bis 16° in den Monaten Juni bis August sind auf zweckmäßige und stärkere Beheizung zurückzuführen.

Ohne auf Einzelheiten einzugehen, sei hier nur eine bemerkenswerte Beobachtung mitgeteilt. Wir stellten durch die laufenden Temperaturmessungen fest, daß bei fast leerem Mischer und niedriger Roheisentemperatur die Abstichtemperatur höher lag als die Eingießtemperatur. Das ist nur so zu erklären, daß die geringe im Mischer befindliche Menge Roheisen durch das sehr tiefe Kippen des Mischers mit großen durch die Heizung höher erhitzten Wandflächen des Mischers in Berührung kam und von der Wand Wärme aufnahm. Das würde die Richtigkeit der schon wiederholt im Stahlwerksausschuß gemachten Feststellungen bestätigen, daß der Erfolg der Heizung bei vollem Mischer gering ist, und daß dieser Erfolg mit der Abnahme des Mischerinhaltes steigt, vorausgesetzt, daß ein hohes Wärmegefälle zwischen Mischerwandung und Mischerinhalt durch ausreichende Heizung geschaffen worden ist.

Als Ergebnis der Einführung der Deckelpfannen ist festzustellen, daß wir seit Steigerung der Roheisentemperaturen um die erwähnten 50 bis 60° ein immer gut blasendes Roheisen erreicht haben, und daß wir, abgesehen vom Betriebsbeginn, keine größeren Auswurfmengen mehr kennen.

R. Hase, Hannover: Ich habe noch eine kleine meßtechnische Frage an Herrn Graff zu richten. Wenn ich recht verstanden habe, wurde die wahre Temperatur des flüssigen Eisens mit einem Thermolement und die schwarze Temperatur mit einem optischen Pyrometer gemessen. Aus diesen beiden Werten haben Sie dann auf Grund der bekannten Pyrometergleichung ein Emissionsvermögen von 0,5 berechnet. Dann ist dieser Wert von 0,5 als Emissionsvermögen für die Gesamtstrahlung eingesetzt. Dies ist aber nicht zulässig, denn das von Ihnen ermittelte Emissionsvermögen gilt für das sichtbare rote Licht. Das Emissionsvermögen des Eisens ist aber stark abhängig von der Wellenlänge, derartig, daß es mit zunehmender Wellenlänge abnimmt. Sie haben vielleicht schon beobachtet, daß man bei Gesamtstrahlungsmessungen am flüssigen Eisen noch wesentlich niedrigere Temperaturwerte bekommt als bei optischen Beobachtungen. Der Grund liegt eben darin, daß das Emissionsvermögen des flüssigen Eisens für die Gesamtstrahlung wesentlich kleiner ist als für das sichtbare Licht. Man darf also nicht den auf optischem Wege ermittelten Emissionswert für die Berechnung der Gesamtstrahlungsverluste zugrunde legen, ein Fehler, der übrigens sehr häufig gemacht wird. In Ihrem Falle wäre es meßtechnisch das richtigste gewesen, mit dem Thermolement die wahre Temperatur und gleichzeitig mit einem Gesamtstrahlungspyrometer die scheinbare Strahlungstemperatur zu messen. Auf diese beiden Werte müßte dann das Stefan-Boltzmannsche Gesetz und nicht die Wien-Plancksche

Beziehung angewendet werden, um die richtige Zahl für das Gesamtmissionsvermögen zu erhalten.

E. Herzog, Duisburg-Hamborn: Ich möchte auf einige Punkte hinweisen, in denen die Berichte der Herren Kaspers und Graff zu mehr oder weniger widersprechenden Ergebnissen gekommen sind. Herr Kaspers sagte, daß durch die Mischerbeheizung dem Roheisenbad Wärme nicht zugeführt werden könne, während Herr Graff uns in seinem letzten Kurvenbild das Gegenteil gezeigt hat. Ferner hat Herr Franz vorhin sogar eine Aufheizung des Roheisenbades im Mischer nachgewiesen, allerdings unter der Voraussetzung, daß der Mischerstand niedrig war, so daß das Mischermauerwerk bei der Aufheizung mitgewirkt hat. Es handelt sich in dem letzten Fall also in erster Linie um einen Entspeicherungsvorgang. Wie wir wissen, sind solche Speicherungs- und Entspeicherungsvorgänge im Mischer von ganz besonderer Bedeutung, sofern man den wichtigen Zeitabschnitt des Mischerfüllens betrachtet; und es ist eigentlich

Zahlentafel 6. Roheisentemperaturen (unberichtigt) vor und hinter dem Mischer. (Monatsdurchschnitt.)

Monat 1933	Hochofen		Kupolofen		Zusammen		Mischer- abstich Tem- peratur im Monats- mittel °C	Unter- schied im Monats- mittel °C
	t	Tem- peratur im Monats- mittel °C	t	Tem- peratur im Monats- mittel °C	t	Tem- peratur im Monats- mittel °C		
Januar . .	13 411	1192	—	—	13 411,0	1192	1163	— 29
Februar . .	15 845	1200	619,0	1144	16 464,0	1198	1177	— 21
März . . .	14 235	1210	4 829,1	1174	19 063,7	1201	1177	— 24
April . . .	16 073	1223	7 665,9	1191	23 739,1	1214	1199	— 15
Mai . . . .	13 271	1236	4 069,0	1183	17 339,8	1224	1214	— 10
Juni . . . .	15 714	1245	5 242,9	1209	20 956,8	1239	1228	— 11
Juli . . . .	16 167	1261	7 517,7	1223	23 684,8	1249	1237	— 12
August . .	17 660	1238	10 062,9	1223	27 722,9	1233	1217	— 16
Im März lieferte Hochofen VIII ab 6. März 11 659,3 t mit 1212°								
Davon waren in Deckelpfannen (7) . . . . 4 322,8 t mit 1245°								
In den übrigen Pfannen waren . . . . . 7 336,5 t mit 1192° Unterschied: 53°								
Im April lieferte Hochofen VIII vom 1. bis 5. und 23. bis 30. . . . . 6 467,8 t mit 1219°								
Davon waren in Deckelpfanne . . . . . 2 384,1 t mit 1244°								
In den übrigen Pfannen waren . . . . . 4 083,7 t mit 1204° Unterschied: 40°								
Der Gasverbrauch betrug meist 100 bis 200 m³ Koksofengas je h (je nach Mischerinhalt) + 400 bis 1000 m³ Gichtgas je h (je nach Vorrat)								
Die Temperatur der Mischerwandung wurde gemessen:								
bei Schichtbeginn . . . . . mit 1290 bis 1320°								
während des Betriebes . . . . . mit 1250 bis 1265°								

schade, daß beide Berichte auf diesen Punkt nicht eingegangen sind, sondern die Verhältnisse im wesentlichen nur unter dem Gesichtspunkt eines stationären Wärmeflusses betrachtet haben. Man darf aber beispielsweise aus der Tatsache, daß Herr Kaspers bei der Ermittlung der Oberflächentemperaturen keine wesentlichen Schwankungen in Abhängigkeit von der Zeit festgestellt hat, nicht den Schluß ziehen, daß auch das Mauerwerk keine wesentlichen Schwankungen aufweist. Vielmehr sind die Speicherungs- und Entspeicherungsvorgänge sowohl beim Füllen als auch, wie das Beispiel von Herrn Franz gezeigt hat, beim Leerfahren von erheblicher Bedeutung.

Herr Kaspers hat nun als eines der wesentlichsten Ergebnisse seiner unter Heranziehung der neuzeitlichsten Meßverfahren durchgeführten Messungen einen stündlichen Wärmeverlust des Mischers von 510 000 bzw. aufgerundet von 550 000 kcal ermittelt. Es ist bemerkenswert, festzustellen, daß diese Zahl der Größenordnung nach befriedigend übereinstimmt mit einer Zahl, die uns schon vor zehn Jahren Herr Spetzler<sup>10)</sup> in einem Bericht gebracht hat. Es waren dort 442 000 kcal angegeben. Nun hat Herr Kaspers aus der Zahl von 550 000 kcal einen stündlichen Temperaturverlust des Roheisens von 4 bis 5° errechnet. Ich möchte annehmen, daß ihm hier ein Versehen unterlaufen ist. Er hat den Verlust von 550 000 kcal nur auf den Roheiseninhalt bezogen und dabei übersehen, daß ein Teil des Wärmeverlustes von der Mischerbeheizung gedeckt wird. Auch eine andere Überlegung zeigt, daß der Temperaturverlust von 4 bis 5° nicht stimmen kann. Nimmt man an, daß das Roheisen 24 h im Mischer liegt, so müßte ein Temperaturverlust von 100 bis 120° eintreten. Die betrieblichen Auswirkungen eines solchen Temperaturverlustes brauche

<sup>10)</sup> Ber. Stahlw.-Aussch. V. d. Eisenh. Nr. 72, S. 2; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1315.

ich nicht besonders zu beschreiben. Nun hat uns Herr Kaspers in der obersten Kurve der Abb. 10 seines Berichtes selbst ein Beispiel gegeben, bei dem nach einer Betriebspause von ein bis zwei Tagen die Temperatur der obersten Badschicht zwar höher liegt als bei der Mehrzahl der anderen Messungen, dabei aber der Temperaturabfall von der Badoberfläche bis zur untersten Badschicht nur  $63^{\circ}$  beträgt. Natürlich ist hierbei der auf die ganze Roheisenmenge bezogene mittlere Temperaturverlust noch erheblich geringer. Ein stündlicher Temperaturverlust von 4 bis  $5^{\circ}$  erscheint als nicht denkbar. Der Wirklichkeit sehr viel näher dürfte der von mir auf Grund von umfangreichen Temperaturmessungen ermittelte Temperaturverlust von 1,8 bis  $2^{\circ}$  je h kommen, den ich in meinem vor einigen Jahren erstatteten Bericht über Bauart und Betrieb von Roheisenmischern<sup>11)</sup> mitgeteilt habe.

Sodann hat Herr Graff, wie ich schon vorhin erwähnte, im Gegensatz zu Herrn Kaspers auf Grund einer Wärmebilanz einen Wärmeübergang von den Heizgasen auf das Roheisenbad festgestellt. Hierbei hat er, um den Wärmefluß darzustellen, zu der Vorstellung gegriffen, daß das ausfließende Roheisen einer dünnen Schicht unmittelbar unter der Badoberfläche entstammt. Ich habe nicht die Überzeugung, daß diese Annahme zutrifft. Wenn ich mich recht entsinne, sind schon Modellversuche gemacht worden, die gezeigt haben, daß eine Flüssigkeit in einem mischerähnlichen Gefäß aus allen Höhenlagen abströmt.

K. Eichel, Saarbrücken: Zu dem letzterwähnten Punkte möchte ich folgendes bemerken. Es fällt uns auf, daß wir am Montag, wenn wir mit dem vollen Mischer anfahren, die ersten fünf bis sieben Chargen trotz der kalten Konverter, die erst kurz vorher warm geblasen worden sind, ein verhältnismäßig ruhiges Blasen mit gutem Ausbringen aufweisen, während dann der Auswurf beginnt und sehr unangenehmen Umfang annimmt. Das ist der mittelbare Beweis dafür, daß die obersten Eisenschichten im Mischer wärmer sind als die darunter liegenden. Vorgenommene Temperaturmessungen zeigen nur Schwankungen von  $10^{\circ}$ ; sie sinken von etwa  $1220$  auf  $1210^{\circ}$ . Aber die Wirkung dieses Wärmeabfalles ist jedenfalls sehr stark.

E. Senfter, Düsseldorf: Zweck eines Rollmischers für Thomaswerke ist neben der Erfüllung metallurgischer Aufgaben vor allem die Speicherung von Roheisen unter gleichzeitiger Beibehaltung einer bestimmten Roheisentemperatur in einem längeren Zeitabschnitt. Wie die an zwei Mischern dieser Bauart angestellten Untersuchungen ergeben haben, dürfte keiner der beiden Mischer die letztgenannte Aufgabe der Beibehaltung einer bestimmten Roheisentemperatur erfüllen, weil die Wärmeübertragung durch die Roheisenfläche stets kleiner ist als der Wärmeverlust der vom Eisen umspülten Mischeraußenwand. Eine Überhitzung des Roheisens oder ein Gleichhalten der Roheisentemperatur, wie dies im Flachherdmischer möglich ist, kann in einem Rollmischer nur dann eintreten, wenn der Wärme- fluß vom Heizgas durch die Schlacke zum Roheisen gleich oder größer ist als die Wandverluste der eisenberührten Mischerwandfläche. Sind beispielsweise bei dem Burbacher Rollmischer die Wandverluste der vom Eisen berührten Mischerfläche rd.  $250\,000$  kcal/h, dann müssen zur Deckung dieser Verluste bei einer Eisenbadoberfläche von  $50\text{ m}^2$  je  $\text{m}^2$  Eisenfläche und h etwa  $5000$  kcal/h durch die Schlacke auf das Eisen übertragen und von dort an die Wände weitergeleitet werden. Die entsprechende spezifische Belastung der Eisenfläche kann man bei dem Flachherdmischer der Halberger Hütte bei Herdwandverlusten von rd.  $206\,000$  kcal je h und einem Wärmeverbrauch zur Überhitzung des Eisens von  $209\,000$  kcal/h, bezogen auf eine Eisenfläche von  $3,6 \times 9\text{ m}$ , zu ungefähr  $12\,800$  kcal/ $\text{m}^2 \cdot \text{h}$  berechnen. Bei dem Flachherdmischer mußten zur Übertragung dieser Wärmemenge im Feuerraum Temperaturen von mehr als  $1700^{\circ}$  auftreten, also etwa  $300^{\circ}$  mehr, als die Badtemperatur hat. Bei einem Rollmischer müßte man auf Grund der Untersuchungen in Burbach zur Übertragung von  $5000$  kcal/ $\text{m}^2$  Eisenfläche und h, die zur Warmhaltung des Roheisens notwendig sind, eine Temperaturspanne zwischen Feuerraum und Bad von etwa  $150^{\circ}$  erzielen. Dann steigt die Feuerraumtemperatur bei einer gegebenen Roheisentemperatur von  $1300$  auf rd.  $1450^{\circ}$ . Bei stärkeren Schlackenschichten von mehr als  $18\text{ mm}$  wird die Temperaturspanne zwischen Bad und Feuerraum noch wesentlich höher werden, so daß bei einer Schamotteauskleidung des Mischeroberteiles die Grenze der Haltbarkeit des Mauerwerkes sehr bald erreicht wird. Soll jedoch an einen Rollmischer die Forderung auf Gleichhalten einer bestimmten Roheisentemperatur ermöglicht werden, so ist dies nur durchführbar, wenn die spezifische Belastung der Eisenoberfläche gesenkt wird, weil nur so eine Verminderung der Temperaturspanne zwischen Feuerraum und

Badfläche eintreten kann. Zur Senkung der Wärmebelastung der Badoberfläche sind zwei Wege möglich:

Erster Weg: Senkung der Mischeraußenwandverluste der vom Eisen umspülten Fläche. Bei den Untersuchungen in Burbach betragen bei etwa halber Füllung des Mischers die Wandverluste der vom Eisen umspülten Fläche rd.  $255\,000$  kcal/h oder rd.  $1500$  kcal/ $\text{m}^2 \cdot \text{h}$ . In Peine wurde der mittlere Wandverlust der Mischeraußenwand mit etwa  $2000$  kcal/ $\text{m}^2 \cdot \text{h}$  ermittelt. Die Ausmauerung dieser Mischer bestand etwa aus  $0,3\text{ m}$  Magnesit,  $0,3\text{ m}$  Schamotte und  $0,1\text{ m}$  Sand oder sandähnlichem Stoff. Da eine Senkung der Wandverluste unmittelbar auch eine Erniedrigung der Heizflächenleistung des Bades mit sich bringt, empfiehlt sich die Anwendung isolierender Mauerwerksschichten zur Auskleidung des Mischers. An einem unter Anweisung der Wärmestelle Düsseldorf erbauten, allerdings sehr kleinen Mischer von  $60\text{ t}$  Fassung hat sich eine Ausmauerung, bestehend aus  $0,3\text{ m}$  Magnesit,  $0,065\text{ m}$  Schamotte,  $0,185\text{ m}$  Superdia-Isoliersteinen und  $0,1\text{ m}$  Silocel-Isolierschicht, bewährt. Die Außenwandverluste dieses Mischers liegen bei etwa  $700$  bis  $800$  kcal/ $\text{m}^2 \cdot \text{h}$ , die Verluste sind also etwa halb so groß wie bei den untersuchten Rollmischern. Bei größeren Mischern mit beispielsweise  $3\text{ m}$  Badhöhe dürfte der Anwendung von Isolierstoffen hinter der Magnesitschicht bei einer Badtemperatur von rd.  $1300^{\circ}$  nichts im Wege stehen, da bei dieser Badhöhe nur eine größte Steinbelastung von etwa  $2\text{ kg/cm}^2$  auftritt.

Zweiter Weg: Vergrößerung der Badoberfläche zur Verminderung der Badflächenbelastung. Eine weitere Entlastung der Wärmeübertragung auf die Badoberfläche ist zu erzielen, wenn man neben dem Einbau von Isolierstoff zur Herabminderung der Wärmeaußenverluste der Mischerwände noch die Badfläche vergrößert. Diese Vergrößerung ist möglich durch Übergang von dem zur Zeit üblichen Mischer mit rundem Querschnitt auf einen Mischer mit ovalem Querschnitt. Der ovale Mischer dürfte besonders für Mischer mit großem Inhalt die einzig wirksame Bauausführung für Mischer darstellen, die die Forderung auf Beibehaltung einer bestimmten Badtemperatur für einen längeren Zeitabschnitt erfüllen kann. Der ovale Mischer wird auch noch einem anderen Gesichtspunkt Rechnung tragen, der bisher keine Beachtung fand, nämlich der Wärmeleitung im Eisenbad selbst. Bekanntlich ist die Wärmeleitfähigkeit von flüssigem Eisen sehr gering, so daß es wünschenswert erscheint, die Eisenschicht möglichst niedrig zu halten, damit der notwendige Wärme- fluß zur Deckung der Außenverluste der vom Eisen umspülten Wände möglich ist.

Für den Betrieb der bestehenden Rollmischer ergibt sich aus den soeben angestellten Betrachtungen, daß bei Vermehrung der Wärmezufuhr im Feuerraum, sei es durch erhöhte Gaszufuhr oder durch Verwendung von vorgewärmtem Brennstoff bzw. Luft, sich keine Möglichkeit bietet, das Roheisen über eine längere Zeit auf einer bestimmten Temperatur zu halten. Es wird stets durch die notwendige starke Temperatursteigerung im Feuerraum des Mischers, besonders bei größerer Schlackenschicht, die Gefahr auftreten, daß das Mauerwerk des Mischeroberteils zerstört wird.

A. Harr, Rheinhausen: Die gute Verblasbarkeit der ersten Schmelzen nach Betriebsstillständen haben auch wir in Rheinhausen immer wieder beobachtet. Aber im Gegensatz zu den Feststellungen von Herrn Eichel war dabei die Roheisentemperatur recht gering; es wurden Tiefstwerte von  $1140^{\circ}$  (unberichtigt) gemessen. Neben dieser Erscheinung haben wir immer wieder beobachten können, daß bei gleichbleibenden Betriebsverhältnissen (Konverterzustand, Kalkbeschaffenheit usw.) scheinbar gleiches Roheisen das eine Mal matt, das andere Mal heiß geht, daß es bisweilen sich gut verbläst ohne Auswurf, bisweilen aber auch starken Auswurf verursacht. Es muß für das Roheisen ein noch nicht zahlenmäßig festzulegender Güteunterschied bestehen, der allem Anschein nach durch die Schlackenführung am Hochofen (Kalkgehalt der Schlacke) zu beeinflussen ist. Vielleicht ist es ein mehr oder weniger hoher Gasgehalt des Roheisens, vielleicht sind es Schlackensuspensionen, die sich bei der üblichen Durchsatzzeit im Hochofen und Mischer nicht ausscheiden, und die die Verblasbarkeit beeinträchtigen. Man kann auch die Frage aufwerfen, ob Umwandlungspunkte des Roheisens im flüssigen Zustand mit starker Wärmefönung vorhanden sind. Dabei kann man an verschiedene Eisenkarbide oder Eisenphosphide denken.

F. Franz: Ich möchte nochmals auf die von Herrn Herzog gestellte Frage zurückkommen, welche Schichten des Eisens aus dem Mischer wohl zuerst ausfließen, und möchte dabei auf eine Beobachtung zurückgreifen, die wir während der von mir schon geschilderten acht Monate lang durchgeführten Messungen gemacht haben. Wir stellten fest, daß bei Einbuß von verhältnismäßig kaltem Eisen in den Mischer dieses kalte Eisen sich erst nach etwa einer halben Stunde durch Sinken der

<sup>11)</sup> Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 1361 (Stahlw.-Aussch. 175).

Mischerabstichtemperatur bemerkbar machte, daß aber beim Eingießen von sehr heißem Roheisen dieses sofort am Mischer- ausguß eine höhere Abstichtemperatur verursachte. Das würde bedeuten, daß kaltes Eisen die Neigung hat, auf den Boden zu sinken, heißes Eisen dagegen das Bestreben zeigt, nach oben zu gehen. So würde man auch die Erscheinung erklären können, die Herr Eichel erwähnte, daß bei Betriebsbeginn die ersten Chargen gut blasen, die späteren aber schweren Auswurf zeigen. Man müßte annehmen, daß das unmittelbar unter der Schlacke liegende Eisen ziemlich hoch erhitzt ist und bei den ersten Roheisenentnahmen zunächst herausfließt, und daß dann, nachdem der Mischer drei- bis fünfmal gekippt ist, allmählich ein Ausgleich der unteren kälteren Schichten mit den oberen heißeren eintritt und nun eine mittlere Temperatur sich einstellt, die tiefer liegt als die der ersten Abstiche. So wäre ein stärkerer Auswurf dann zu erklären.

H. Bansen, Rheinhausen: Der Einfluß der exothermen Reaktionen, die Herr Graff auf meine Anregung in seine Bilanz einbezogen hat, ist beachtenswert. Mit 72 000 kcal betragen sie 10 % der stündlichen Wärmezufuhr oder 35 % der vom Roheisen abgegebenen Wärme. Man muß den Mischerabbrand aber nicht allein von der thermischen Seite betrachten, sondern — auch als Anregung — ihn bewußt zu beeinflussen suchen. Die Bemerkung des Herrn Kaspers, daß eine Aufheizung des Mischers nicht möglich ist, darf man nicht verallgemeinern. Bei dem Peiner Mischer reichte die Heizwärmezufuhr noch nicht aus, um die Gewölbeverluste zu decken, deshalb ist keine Wärmezufuhr auf das Bad festzustellen; in Burbach deckt jedoch die Heizung auch einen Teil der unteren Gefäßverluste, so daß die Badfläche diese Wärmemenge zum Ausgleich wenigstens eines Teiles der Wärmeabgabe der unteren Eisenschichten aufnimmt. Eine eigentliche Aufheizung des Roheisens erfolgt dabei natürlich auch nicht.

H. Bläsing, Duisburg-Hamborn: Zu der Frage der Eisenbewegung im Mischer möchte ich noch sagen, daß sicher die Bauart der Mischer dafür entscheidend ist. Bei unseren Mischern mit einer Schlackenwand haben wir jedenfalls bei Betriebsanfang noch nie eine Temperaturabnahme zu verzeichnen gehabt. Wir haben sogar die Gewohnheit, nach Betriebspausen das erste Eisen aus dem Mischer wieder in den Mischer zurückzukippen, und gewinnen dabei auf der Ausgußseite sofort eine Temperaturzunahme von etwa 5°. Eine spätere Verschlechterung der Verblasbarkeit kann einen anderen Grund haben: Bei niedrigen Mischereisentemperaturen ist am Anfang die Mischerschlacke noch steif, und sie bleibt im Mischer zurück; erst nach einiger Zeit wird die Schlacke mit der Temperaturzunahme dünnflüssiger; sie läuft erst dann beim Auskippen mit und beeinträchtigt nunmehr die Verblasbarkeit.

A. Graff, Saarbrücken: Damit ein Wärmefluß in das Roheisen stattfindet, muß die Beheizung zuerst die Raumverluste des oberen Mischerteiles decken. Das war bei dem Versuch von Herrn Kaspers nicht der Fall. Dies war auch bei den Versuchen 1 und 3 in Burbach nicht der Fall, wo im Gegenteil 2900 bzw. 248 kcal/m<sup>2</sup> h aus dem Roheisen nach oben abgegeben wurden, um die Verluste des oberen Mischerteiles zu decken (*Zahlen-tafel 1*).

Erst bei Verstärkung der Beheizung trägt das Heizgas die Verluste des oberen Mischers, und bei weiterer Verstärkung steigt dann die Mischereisentemperatur so an, daß Wärme in das Roheisen fließt (Versuche 4 bis 6). Diese Wärmemenge kann dann in Abhängigkeit von der Temperaturspanne zwischen Mischereisentemperatur und Roheisenausgußtemperatur gebracht werden (*Abb. 10*).

Der Wärmefluß in das Roheisen ist nun jedenfalls festgestellt worden und wird von der Annahme, ob die obere Schicht abfließt oder nicht, nicht berührt. Auch das Beheizungs-nomogramm wird in seiner Richtigkeit dadurch nicht beeinträchtigt. Es sei übrigens hervorgehoben, daß dasselbe sich auf einen Mischerinhalt von 600 t bezieht. Wenn wir nun, wie Herr Eichel hervorhob, Montags morgens kein kälteres Eisen haben als in der Wochenmitte, so kommt das auch daher, daß wir nicht mit gleichmäßigen Gasmengen, sondern mit gleichmäßiger Mischereisentemperatur fahren. In anderen Worten: Während des Füllens an Feierschichten ist der obere Mischerteil größer und damit auch dessen Verluste. Um die zum Wärmefluß in das Roheisen notwendige Mischereisentemperatur zu erzielen, muß dann stärker geheizt werden. Dadurch wird aber auch das Roheisen dauernd warm gehalten, und die Schlußwirkung ist am Montagmorgen warmes Roheisen. Dabei könnte dahingestellt bleiben, ob es genau die oberste Schicht ist, die Montags morgens abfließt.

O. Scheiblich, Peine: Auch wir haben die Beobachtung gemacht, daß gerade am Montag die ersten Chargen sich oft gut

verblasen und ungefähr nach der siebten bis achten Charge das Eisen stark auszuwerfen beginnt. Ich kann als Erklärung für diese Erscheinung die Vermutung von Herrn Franz nur bestätigen. Wir haben jeweils Montags bei Betriebsbeginn öfters Standpfannen vor dem bereits vollen Mischer stehen. Sowie nach Entnahme der ersten Charge die Möglichkeit vorliegt, wird das Eisen der Standpfannen sofort nachgefüllt. Trotzdem dauert es noch fünf bis sechs Chargen, bis das Eisen sich schlechter verbläst. Das wäre ein Beweis, daß das kalte Eisen, das eingeleert wird, auf den Grund des Gefäßes sinkt.

Im übrigen kommt es hierbei darauf an, ob der Mischer eine Wand hat oder nicht. Wir in Peine könnten unmöglich mit einer Wand arbeiten, weil wir sonst in der Schlacken-kammer große Schwierigkeiten bekämen.

H. Steinhäuser, Völklingen: Ein Gegenstück hierzu bietet die Verarbeitung geringer Mengen Gießereisens. Fährt man 15 bis 20 t Gießereisens mit 2 % Si in einem Mischer bei 400 t Inhalt, d. h. zwei Drittel des Fassungsvermögens, so dauert es keine fünf bis sechs Chargen, bis sich dieser Zusatz für den Blaseprozeß bemerkbar macht. Die Durchmischung im Mischer ist durch ein anders geartetes Eisen recht kräftig.

A. Harr: Ich wollte nur nochmals betonen, daß wir in Rheinhausen Scheidewände im Mischer haben. Die beobachteten Erscheinungen traten aber auch auf, wenn der Mischer vor dem Stillstand nicht bis unter das Schlackenloch geleert wurde, wenn also auf dem Eisen in der Eisenkammer sich keine nennenswerten Schlackenmengen befanden.

K. Rummel, Düsseldorf: Untersuchungen an Glasöfen, bei denen man die Strömung durch Schlierenbilder verfolgen kann, lassen vermuten, daß im Roheisenmischer die oberen Schichten zuerst ablaufen.

A. Graff: Von den Ausführungen des Herrn Senfter möchte ich besonders unterstreichen: Das Aufheizen des Roheisens im Mischer wird praktisch nur nach einer wirksamen Isolierung des Mischers möglich sein.

Zu dem Einwand von Herrn Hase ist zu sagen, daß es allerdings nicht einwandfrei ist, die Strahlungszahl bei der Welle von 0,65  $\mu$  für die Gesamtstrahlung einzusetzen. Nachträgliche Messungen mit dem Gesamtstrahlungs-pyrometer ergaben für ein Roheisen von 1380 bis 1430° eine angezeigte Temperatur von 1070 bis 1100°, entsprechend einer Strahlungszahl  $e = 0,41$ . Dabei muß noch vorausgesetzt werden, daß der Strahlungsbereich von 0 bis 2  $\mu$  zu dem Gesamtstrahlungsbereich proportional abnimmt.

L. Kaspers, Köln: Herr Herzog weist in seinen Ausführungen auf scheinbar widersprechende Ergebnisse in dem Bericht des Herrn Graff und meinem Bericht bezüglich einer Wärmezufuhr durch die Mischerbeheizung zum Eisenbade des Mischers hin. Meines Erachtens ist ein solcher Widerspruch nicht vorhanden. Es heißt in meinem Bericht: „Daraus ergibt sich, daß eine Mischerbeheizung von der Stärke, wie sie hier betrieben wird, nicht ausreicht, um dem Eisen im Mischer Wärme zuzuführen.“ Dieser Satz ist natürlich nicht als allgemeingültig zu verstehen. Seine Gültigkeit für den untersuchten Mischer geht jedoch schon aus einer Gegenüberstellung der dem Mischer nutzbar zugeführten Wärmemenge von rd. 130 000 kcal/h und dem festgestellten Wärmeverlust des Mischers von 550 000 kcal/h hervor. Legt man die Hälfte dieses Verlustes dem oberen Mischerraum zu Last, was bei einer mittleren Füllung ohne weiteres statthaft erscheint, so ergibt sich, daß die Mischerbeheizung noch bei weitem nicht ausreicht, diesen Verlust zu decken, also von einem Wärme-fluß in das Mischereisen in diesem Fall nicht die Rede sein kann. Wenn Herr Graff zu einem anderen Ergebnis kommt, so ist dies eben durch eine stärkere Beheizung des Mischers bedingt und steht nicht im Gegensatz zu meinen Feststellungen.

Zu den Ausführungen von Herrn Herzog über die Temperaturverluste des Roheisens im Mischer möchte ich bemerken, daß die von mir angeführten Werte unter Zugrundelegung eines unbeheizten Mischers aus dem Wärmeverlust von 550 000 kcal/h errechnet sind, was aus dem Bericht nicht genügend klar hervorgeht. Der Zweck dieser Rechnung ist lediglich der, die Bedeutung des Wärmeverlustes des Mischers zu erläutern.

W. Heiligenstaedt, Saarbrücken<sup>12)</sup>: Herr Kaspers führt zum Schluß an, daß durch einen Aluminiumanstrich oder eine Aluminiumummantelung des Mischermantels die Strahlungsverluste wesentlich herabgesetzt werden können, und daß dieser Weg aussichtsreich zur Verminderung der Abkühlungsverluste des Mischers ist. Dies wird jedoch nur in sehr beschränktem Umfange der Fall sein. Da der Hauptwiderstand für den Wärmeverlust im Mantelmauerwerk des Mischers liegt, ändert eine Herabsetzung des Wärmeüberganges nach außen den Wärmedurchgang

<sup>12)</sup> Nachträgliche schriftliche Äußerung.

nur wenig. Die Folge einer Abschirmung des Strahlungsverlustes würde eine Erhöhung der Außenwandtemperatur sein, wodurch von selbst die Konvektionsverluste steigen. Rechnet man sich dies mit der von Herrn Kaspers auch angeführten Wärmedurchgangsformel durch, so kommt man zu dem Ergebnis, daß die gesamte Verringerung des Wärmeverlustes rd. 10 % beträgt, und zwar unter der Voraussetzung, daß der Wärmeverlust der Strahlung auf Null gebracht wird. Praktisch aber würde auch die Verringerung um 10 % nicht einmal erzielt werden können, da Voraussetzung dafür ist, daß die Aluminiumoberfläche blank gehalten wird. Die ständige Staubentwicklung im Thomaswerk wird zur Folge haben, daß sich die Oberflächenbeschaffenheit nach einiger Betriebszeit dem jetzt üblichen Zustand der Manteloberfläche angleicht und derselbe Zustand wie bisher vorliegt.

Herr Kaspers hat die Wandverluste durch Konvektion nicht auf dem Wege bestimmt, der bisher bei der Feststellung der Mischerwandverluste benutzt wurde. Er hatte die an der Mischerwand aufsteigende Luftmenge und deren Temperatur gemessen und daraus den Verlust durch Konvektion bestimmt, während bisher mit den Formeln von Nusselt und von Jürgens der Verlust aus der Wandtemperatur errechnet wurde. Nun sind die Wandverluste für den 600-t-Mischer noch um etwa 15 % größer als die Verluste des 1200-t-Mischers nach Herrn Graff, wie auch nach den Angaben von Rheinhausen. Es wäre wünschenswert, zu wissen, ob Herr Kaspers auch zu diesem höheren Verlustwert kommt, wenn er nach dem bisher gebräuchlichen Verfahren rechnet. Man würde dann zu einer Nachprüfung des Wertes beider Verfahren kommen können.

L. Kaspers: Herr Heiligenstaedt hat recht, wenn er anführt, daß die tatsächliche Verminderung des Wärmeverlustes des

Mischers nicht gleichzusetzen ist mit der erreichten Verminderung des Strahlungsverlustes. Bei einer Ummantelung des Mischers mit Aluminiumblech in dem von mir angeführten Sinne, die gleichzeitig eine zusätzliche Luftisolation des Mischers bezweckt, würde die Verminderung des Wärmeverlustes jedoch einen erheblich höheren Prozentsatz ausmachen als 10 %. Die Gefahr einer Verschmutzung sehe ich nur für den oberen Teil des Mischers. Für den unteren Teil trifft dies, wie ich an dem untersuchten Mischer feststellen konnte, nicht zu. Was gegen eine derartige Isolation des Mischers spricht, ist meines Erachtens die hierdurch bedingte starke Erhöhung der eigentlichen Manteltemperatur in Verbindung mit einer schlechteren Ueberwachungsmöglichkeit für den Mischermantel.

Zu dem zweiten Teil der Ausführungen des Herrn Heiligenstaedt will ich nachstehende Rechnung anführen: Nach meinen Untersuchungen beträgt die mittlere Oberflächentemperatur des Mischers 130°, die Außenlufttemperatur etwa 15° und die gesamte Mischeroberfläche etwa 248 m<sup>2</sup>. Nach Jürgens beträgt die Wärmeübergangszahl für eine senkrechte Wand bei einer Luftgeschwindigkeit von 2 m/s (was beim Mischer ungefähr zutrifft) rd. 12 kcal/m<sup>2</sup> h °C. Nach Nusselt beträgt die Wärmeübergangszahl für eine waagerechte Wand bei freier Strömung stark 9 kcal/m<sup>2</sup> h °C. Es dürfte demnach für den Mischer eine Wärmeübergangszahl von ungefähr 11 kcal/m<sup>2</sup> h °C anzunehmen sein.

Aus den vorgenannten Zahlen errechnet sich dann ein Konvektionsverlust für den Mischer von

$$11 \cdot (130 - 15) \cdot 248 = 312\,000 \text{ kcal/h,}$$

gegenüber einem gemessenen Verlust von 305 000 kcal/h, ergibt also eine erstaunlich genaue Uebereinstimmung beider Werte.

## Das Krupp-Rennverfahren.

Von Friedrich Johannsen in Magdeburg.

Bericht Nr. 144 des Hochofenausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 54 (1934) Heft 38, S. 969/78.

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

## Die Schlackenprobe beim Siemens-Martin-Verfahren.

Von Dr.-Ing. Rudolf Back in Witten.

Bericht Nr. 282 des Stahlwerksausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 54 (1934) Heft 37, S. 945/54.

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

## Aus der Praxis der Statistik auf Eisenhüttenwerken.

Von Dr.-Ing. Erich A. Matejka in Gelsenkirchen.

Bericht Nr. 83 des Ausschusses für Betriebswirtschaft des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 54 (1934) Heft 40, S. 1021/29.

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

## Wirtschaftliche Lagerhaltung in Hüttenwerken.

Von Dr.-Ing. Wilhelm Schug in Kiel.

Bericht Nr. 84 des Ausschusses für Betriebswirtschaft des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Erschienen in „Stahl und Eisen“ 54 (1934) Heft 40, S. 1030/35.

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



# Neuere Erfahrungen im Betriebe von oberschlesischen Stahlwerksgaserzeugern.

Von Günter Drath in Georgsmarienhütte und Fritz Wesemann in Gleiwitz (O.-S.).

Mitteilung Nr. 205 der Wärmestelle des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Herausgegeben von Kurt Rummel.

(Bauangaben der untersuchten Gaserzeuger und Brennstoffarten. Einfluß von Belastung, Dampfzusatz und Brennstoffart auf die Vergasung. Maßnahmen zur Verminderung des Staubentfalles. Bedeutung der Betriebsweise des Rostes. Kennzahlen des in Oberschlesien erzeugten Generatorgases. Vergasung feinkörniger Sorten und von Feinkoks.)

## I. Allgemeine Bemerkungen (Betriebs- und Brennstoffverhältnisse).

Der vorliegende Bericht ist ein Niederschlag aus einer Reihe von Betriebsbeobachtungen und -versuchen, die im Laufe der letzten vier Jahre an oberschlesischen Gaserzeugeranlagen durchgeführt wurden; zugleich sind darin die Ergebnisse wiederholter Aussprachen über vergasungstechnische Fragen in den Fachausschüssen der Eisenhütte Oberschlesien verarbeitet worden.

Die Untersuchungen wurden an zwei oberschlesischen Stahlwerks-Gaserzeugeranlagen vorgenommen. Die erste — als Gaserzeuger A bezeichnet — besteht aus Drehrostgaserzeugern mit selbsttätiger Beschickung und wassergekühltem Rührwerk, Bauart Mindoga-Chapman, ferner aus Festrostgaserzeugern, Bauart Siemens, mit Handbeschickung und Kreuzgewölberost. Die Vergasungsluft wird von Ventilatoren gefördert und die Kohle aus Hochbunkern abgezogen, in die sie aus Schmalspurwagen durch Handentladung gelangt. Je zwei Drehrostgaserzeuger oder ein Drehrost- und ein bis zwei Festrostgaserzeuger arbeiten auf je einen Siemens-Martin-Ofen mit einem Einsatzgewicht von etwa 70 t. Für die Untersuchungen wurde ein Drehrostgaserzeuger herausgegriffen; die Messungen wurden im Jahre 1931 durchgeführt<sup>1)</sup> und ohne Einflußnahme auf den betriebsmäßigen Gang der Gaserzeuger abgewickelt. Einige weitere Versuche entstammen dem Jahre 1930, andere wurden zur Ueberprüfung bestimmter baulicher Veränderungen der Gaserzeuger im Jahre 1932 angestellt.

Die zweite Stahlwerks-Gaserzeugeranlage — als Gaserzeuger B bezeichnet — enthält drei Drehrostgaserzeuger mit Sternrost und Handbeschickung. Die Vergasungsluft liefert ein Ventilator, die Kohle wird von Hand auf die Bühne aufgeladen. Je ein Gaserzeuger versorgt einen Siemens-Martin-Ofen mit einem Einsatzgewicht von 30 t. Die Versuche (an einem der Gaserzeuger) fanden im Jahre 1932 statt.

Die Bauangaben der für die Untersuchungen benutzten Gaserzeuger gibt *Zahlentafel 1*; *Abb. 1 und 2* stellen diese

Gaserzeuger dar. Der Unterschied in der Bauart der Gaserzeuger prägt sich im Durchmesser, in der Rostbauart und der Beschickungsweise aus.

Die Kennzahlen der untersuchten Kohlenarten enthält *Zahlentafel 2*. Die senkrechten Spalten I bis III beziehen sich auf oberschlesische Brennstoffe, die Kohlen IV und V stammen aus fremden außerdeutschen Bezirken. Der Körnung nach wurden die Brennstoffe durch Absiebung in Anteile von 0 bis 10 mm, 10 bis 15 mm und über 15 mm zerlegt, wobei die Körnung 10 bis 25 mm der Erbskohle, dem wichtigsten oberschlesischen Gaserzeugerbrennstoff, zu-

Zahlentafel 1. Angaben über Bauart der Gaserzeuger.

Nr.	Bezeichnung	Einheit	Gaserzeuger A	Gaserzeuger B
			c	d
	a	b		
1	Bauart . . . . .	—	Thyssen	Hilger
2	Baujahr . . . . .	—	1914	1914
3	Rostart . . . . .	—	Treppenrost, exzentrisch	Sternrost
4	Freie Rostfläche . . . . .	m <sup>2</sup>	0,32	0,46
5	Rosthöhe . . . . .	mm	1400	1400
6	Schachthöhe über d. Rostspitze	mm	3000	3200
7	Schachtdurchmesser . . . . .	mm	2600	3000
8	Schachtquerschnitt . . . . .	m <sup>2</sup>	5,31	7,07
9a	Beschickungsart . . . . .	—	automatisch	von Hand
9b	Beschickungseinrichtung . . . . .	—	Walzenschleußvorrichtung und wassergekühltes Rührwerk, Patent Mindoga-Chapman	Glockenschleuß
10	Durchmesser des Gasabzugsrohrs	{ mm l. W.	950	785
11	Durchmesser der Windzuleitung	{ mm l. W.	290	300
12	Durchmesser der Hauptdampfleitung	{ mm l. W.	25	25
13	Durchmesser der Zusatzdampfleitung	{ mm l. W.	25	—
14	Zahl der Dampfdüsen . . . . .	—	14	—

kommt. Die Neigung zum Backen und Blähen wurde mit der Tiegelprobe geprüft; als Maß für das Blähen gilt die Höhe des Blähkegels, für die Backfähigkeit eine werksübliche von der Meurice-Probe abgeleitete Skala.

Wie man sieht, ist die oberschlesische Kohle I besser als III gekörnt; sehr unsauber ist die Körnung des fremden Brennstoffes IV. Die Kohle I ist eine ausgesprochene Flammkohle mit sehr geringem Backvermögen, Brennstoff II ähnelt ihr sehr, während die Kohle III eine gut backende Gaskohle darstellt.

Auffällig ist der sehr hohe Aschengehalt der Kohlen IV und V. Für den Vergleich des Heizwertes und der Vergasungsergebnisse mit den Brennstoffen anderer deutscher Bezirke ist ferner der hohe Sauerstoffgehalt der Kohlen I bis III bemerkenswert.

<sup>1)</sup> Diplomarbeit v. Heereman (1931).

II. Versuchsergebnisse.

Zahlentafel 2. Kennzahlen der vergasten Kohlen.

1. Zweck und Einzelheiten der Versuche.

Die Aufgabe der Versuche und Betriebsbeobachtungen bestand darin, die Wirkung folgender Einflußgrößen auf den Gaserzeugerbetrieb kennenzulernen und daraus betriebliche Rückschlüsse abzuleiten:

- Bauart des Gaserzeugers,
- Brennstoffart,
- Belastung,
- Dampfzusatz,
- Einbau eines Staubmantels,
- Betriebsweise des Rostes.

Nähere Erläuterungen hierzu gibt der Kopf der *Zahlentafel 4*; die bei den Vergasungsversuchen am Gaserzeuger A ausgeführten Messungen gibt die *Tafel 3* wieder. Zu den Messungen ist zu bemerken:

Da die Schlackenmenge wegen der Schwankungen der Aschenzone und der unterbrochenen Betriebsweise des Rostes nicht genau und zuverlässig ermittelt werden konnte, errechnete man sie aus dem Aschengehalt der Kohle. Die Windfeuchtigkeit wurde nach dem Zweithermometer-

			Einheit	Kohlenart				
				I Gasflammkohle, nicht backend	II Gasflammkohle, nicht backend	III Gaskohle, backend	IV Gaskohle, backend	V Fettkohle, backend
a			b	c	d	e	f	g
1	Zusammensetzung der Rohkohlen	C	Gewichtsprozente	68,92	68,38	67,50	52,75	—
2		H <sub>2</sub>		4,32	4,04	4,70	3,36	—
3		O <sub>2</sub>		8,83	9,58	8,99	8,50	—
4		N <sub>2</sub>		1,21	1,17	0,95	0,60	—
5		S		0,88	0,93	0,95	3,30	1,05
6		H <sub>2</sub> O		5,84	3,80	5,03	15,05	4,40
7		Asche		10,00	12,10	11,88	16,44	19,10
8	Heizwert der Rohkohle . .	H <sub>u</sub>	kcal/kg	6502	6358	6497	4934	6288
9	Zusammensetzung der Reinkohlen	C	Gewichtsprozente	84,00	83,40	83,15	81,60	—
10		H <sub>2</sub>		5,27	4,93	5,79	5,20	—
11		O <sub>2</sub>		10,73	11,67	11,06	13,20	—
12	Heizwert der Reinkohle . .	H <sub>u</sub>	kcal/kg	7720	7550	7830	7120	7280
13	Fl. Bestandteile		%	34,5	33,5	33,8	34,0	28,6
14	Siebproben (Korngröße)	< 10 mm	%	0,10	—	0,18	~ 0,30	—
15		10—15 mm		0,45	—	0,54	0,20	—
16		> 15 mm		0,45	—	0,28	0,50	—
17	Blähvermögen .	Blähzahl	mm	2—3	—	12—18	(bis 50mm) Starke Neigung z. Blähen	Neigung z. Blähen
18	Backfähigkeit .	Backzahl	Wertziffer	~ 9	—	~ 15	Starke Neigung z. Backen	Neigung z. Backen

messenen Windmengen ergab im Durchschnitt einen Abschlag von 5 bis 10%, der der Größe der Windverluste entspricht. Der Gehalt des Gases an Staub, Teer und

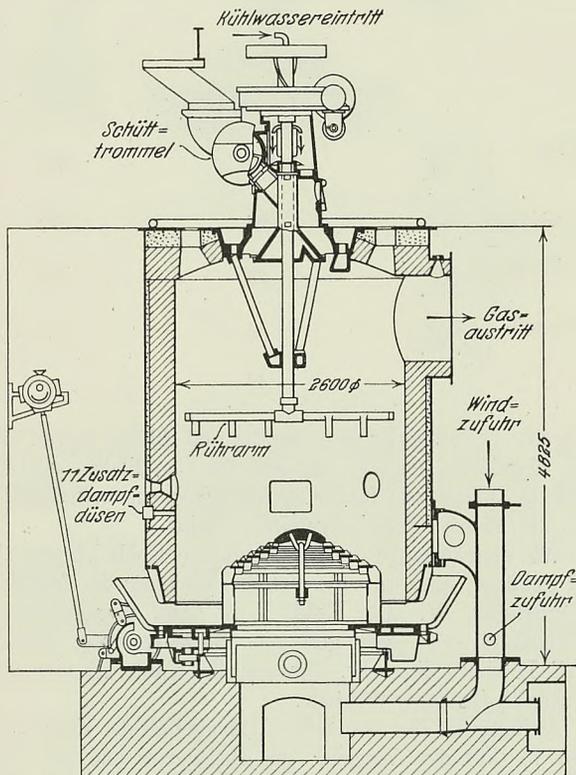


Abbildung 1. Drehrostgaserzeuger von 2600 mm Dmr. mit Rührwerk, Bauart Mindoga-Chapman.

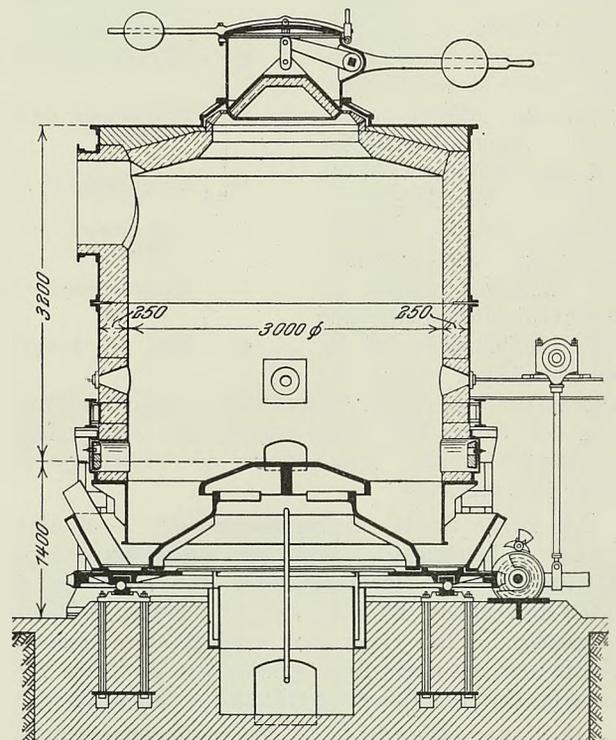


Abbildung 2. Drehrostgaserzeuger, Bauart Hilger.

verfahren ermittelt. Die Gasmenge ergab sich aus der Windmenge und der Stickstoffbilanz und wurde mit Hilfe der Kohlenstoffbilanz berichtigt. Die Berichtigung der ge-

Wasser wurde mit Hilfe der in *Abb. 3* gezeigten Apparatur ermittelt, die sich unter Abänderung des von Neumann und Strähuber vorgeschlagenen Verfahrens bestens bewährt hat.

Tafel 3. Messungen am Gaserzeuger A.

Nr.			Meßart		Vorrichtung
	a		b		
1	Brennstoff . . . . .	a) Menge	Wägung der Bunkerkohlen	—	Maschensieb
		b) Chem. Zusammensetzung	Chemische Gesamtanalyse	—	
		c) Körnung	Siebprobe	—	
2	Asche . . . . .	a) Menge	Wägung bzw. Errechnung aus dem Aschengehalt der Kohle	—	Verladen der Asche in Schuttwagen
		b) Glühverlust	Glühen	—	
		c) Feuchtigkeit	H <sub>2</sub> O-Verdampfung	—	
3	Wind . . . . .	a) Menge	Mengenmessung mit Staurand	—	Krellscher Differenzdruckmesser Wasser-U-Rohr Quecksilberthermometer
		b) Druck	—	—	
		c) Temperatur	—	—	
		d) Feuchtigkeit	Zweiethermometerverfahren	—	
4	Dampf (Zentral- u. Zusatzdampf)	a) Menge	Staurandmessung	—	Gehre-Quecksilberdampfmesser Quecksilber-U-Rohr und -manometer Quecksilberthermometer
		b) Druck	—	—	
		c) Temperatur	—	—	
5	Dampf-Luft-Gemisch	a) Sättigungstemperatur	thermoelektrisch	—	Kupferkonstantanelement (im Raum unter dem Rost) Abfluß in ein Gefäß aus dem Raum unter dem Rost
		b) Kondensatmenge	Wägung des aufgefundenen Kondensates	—	
6	Gas . . . . .	a) Druck	—	—	Wasser-U-Rohr Nickelchromelement mit Schreibgerät Absaugen von Gas durch eine Preßluftstrahlpumpe. Absorption des Teers und Wassers durch Kühlung. Absorption des Staubes durch Filtrieren
		b) Temperatur	thermoelektrisch	—	
		c) Staubgehalt	Abgeänderte Methode, angelehnt an Neumann und Strähuber	—	
		d) Teergehalt			
		e) Wassergehalt			
7	Gaserzeugerzustand	a) Beschickungszone	Messung der Breite der Beschickungszone	—	Stangenprobe durch die Stochlöcher Eintauchen des Nickel-Nickelchromelementes durch ein Stochloch
		b) Temperatur der Reaktionszone	thermoelektrisch	—	

2. Versuchsergebnisse am Gaserzeuger A.

Die Versuchsergebnisse sind in *Zahlentafel 4* zusammengefaßt. Die senkrechten Spalten a bis g entsprechen den einzelnen Versuchsreihen, die die verschiedenen Einflußgrößen herauschälen. Von den sieben Versuchsreihen beziehen sich sechs nur auf oberschlesische Kohle, lediglich die Spalte c berücksichtigt die Ergebnisse mit den fremden Kohlen IV und V. Die Spalten a bis f gehören zum Gaserzeuger A, Spalte g zum Gaserzeuger B. Es sei nochmals ausdrücklich bemerkt, daß die Versuche am Gaserzeuger A ohne Einflußnahme auf die Bedienungsmannschaft durchgeführt wurden, die dazu neigte, den Dampfzusatz reichlich zu bemessen. Dadurch wurden die Ergebnisse, wie schon der Vergleich mit Gaserzeuger B zeigt, ungünstig beeinflusst. Der Schwerpunkt der Versuche lag vielmehr darin, die Wirkung verschiedener Einflußgrößen auf die Vergasungsergebnisse recht klar herauszuheben.

a) Einfluß der Belastung beim Brennstoff I (Versuchsreihe a). Steigender Durchsatz erhöht den Kohlensäuregehalt, die Wasserdampferzeugung in der Feuerzone (mehr Wasserstoff, weniger Wasserdampf im Gase bei gleichem Dampfzusatz) und den Durchgangswiderstand des Windes, dagegen sinken der Kohlenoxydgehalt und der Heizwert, wenn auch nur unbedeutend. Die Temperaturen und der Staubgehalt des Gases zeigen keine Änderungen. Die Teerbestimmung, Spalte 11 b, war bei den Versuchen 1 und 2 offenbar fehlerhaft, ihr Ergebnis ist daher eingeklammert.

b) Einfluß des Dampfzusatzes beim Brennstoff I (Versuchsreihe b). Steigender Dampfzusatz (von 32 auf 51%) steigert den Gehalt des Gases an Kohlensäure, Wasser-

stoff, Wasserdampf und Teer; Heizwert, Temperatur und Staubgehalt des Gases zeigen keine irgendwie geartete Richtung.

c) Einfluß der Kohlenart bei wechselnder Belastung (Versuchsreihe c). Hier wurden bei drei ver-

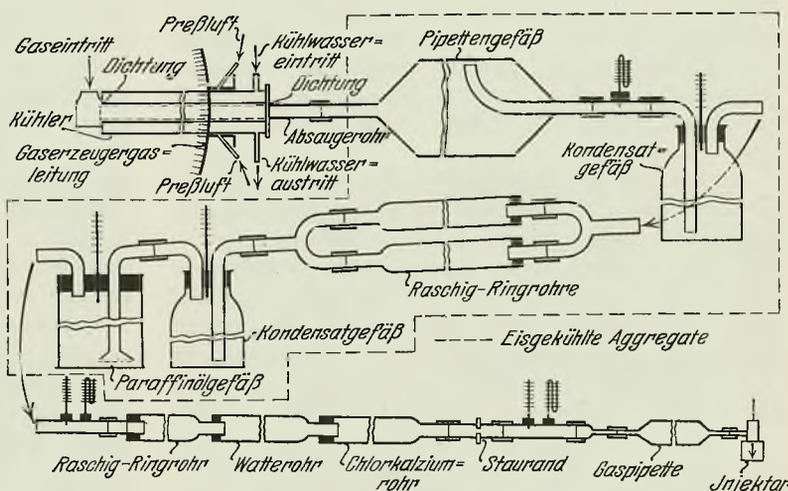


Abbildung 3. Einrichtung zur Bestimmung von Teer, Staub und Wasser im Generatorgas.

schiedenen Belastungsstufen die Kohlenarten I (nichtbackend, gut klassiert) und III (backend, schlecht klassiert) verglichen. Die backende Kohle hat wegen der auflockernenden Wirkung des Zusammenbackens einen viel geringeren Durchgangswiderstand als die nichtbackende; dafür ist die Gastemperatur höher, die so den Einfluß der mit wachsender Korngröße abnehmenden Reaktionszeit zwischen Gas und Kohlenoberfläche nachweist. Der Staubgehalt des Gases ist trotz der bedeutend schlechteren Klassierung der Kohle III niedriger als beim Vergasen der Kohle I. Der Heizwert

Zahlentafel 4. Kennwerte

1	Gaserzeuger . . . . .	A			A			A				
2	Kohlenart . . . . .	I			I			I	III	I	III	
3	Einfluß . . . . .	Belastung			Dampfzusatz			Kohlenwert und				
4	Versuchsreihe. . . . .	a			b			c				
5	Versuchsnummer . . . . .	1	2	3	3	4	5	4	6	2	7	
6	Belastung . . . . . kg/m <sup>2</sup> h	87	132	155	155	174	155	174	177	132	128	
7	Bezogene Dampfmenge auf Rohkohle . . . . . %	30,6	31,6	32,1	32,1	40,0	51,0	40,0	40,2	31,6	32,8	
8	Gasanalyse . . . . .	a) CO <sub>2</sub> . . . . . Vol.-%	3,8	4,1	5,4	5,4	5,1	7,2	5,1	6,4	4,1	5,2
		b) S. K. W. . . . . Vol.-%	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,2	0,1	0,1	0,1	0,2
		c) CO . . . . . Vol.-%	28,3	27,6	25,8	25,8	28,4	24,4	28,4	24,7	27,6	26,3
		d) CH <sub>4</sub> . . . . . Vol.-%	1,8	1,8	2,3	2,3	2,0	1,8	2,0	3,1	1,8	2,2
		e) H <sub>2</sub> . . . . . Vol.-%	14,3	14,0	15,7	15,7	16,7	16,1	16,7	16,3	14,0	14,3
		f) N <sub>2</sub> . . . . . Vol.-%	51,6	52,4	50,7	50,7	47,7	50,3	47,7	49,4	52,4	51,3
9	Gastemperatur . . . . . °C	495	517	457	457	462	555	462	491	517	540	
10	Gasheizwert . . . . . kcal Nm <sup>3</sup> tr.	1417	1371	1403	1483	1344	1483	1483	1453	1371	1391	
11	Gehalt im Gas . . . . . g/Nm <sup>3</sup> tr.	a) Staub . . . . .	6,0	9,8	7,6	7,6	7,4	9,0	7,4	6,1	9,8	—
		b) Teer . . . . .	(19,0)	(19,6)	28,3	28,3	25,5	31,2	25,5	29,3	(19,6)	—
		c) H <sub>2</sub> O . . . . .	84,4	92,1	87,0	87,0	85,8	108,8	85,8	104,8	92,1	—
12	Bezogene Windmenge . . . . . Nm <sup>3</sup> tr./kg	a) auf Rohkohle . . . . .	2,04	2,13	1,94	1,94	1,78	2,05	1,78	2,03	2,13	2,16
		b) auf Reinkohle . . . . .	2,49	2,59	2,36	2,36	2,17	2,49	2,17	2,50	2,59	2,66
13	Bezogene Gasmenge . . . . . Nm <sup>3</sup> tr./kg	a) auf Rohkohle . . . . .	3,12	3,21	3,00	3,00	2,94	3,20	2,94	3,25	3,21	3,34
		b) auf Reinkohle . . . . .	3,80	3,91	3,65	3,65	3,58	3,90	3,58	4,00	3,91	4,11
14	Gasdruck . . . . . mm WS	30	30	36	36	45	41	45	25	30	26	
15	Beschickungsverhältnisse . . . . . mm	a) Widerstand . . . . .	82	88	101	101	75	104	75	73	88	51
		b) Entgasungszone . . . . .	34	38	52	52	46	58	46	51	38	47
		c) Feuerzone . . . . .	41	37	22	22	28	42	28	15	37	30
		d) Aschenzone . . . . .	42	48	55	55	40	38	40	87	48	47
16	Asche . . . . . %	a) Glühverlust . . . . .	26,8	18,7	6,7	6,7	9,3	4,1	9,3	14,8	18,7	9,5
		b) Feuchtigkeit . . . . .	21,0	21,0	18,4	18,4	18,3	14,0	18,3	16,2	21,0	20,0

bleibt im ganzen unverändert. Dagegen führte die Vergasung des stark backenden, schlecht klassierten Brennstoffes IV trotz geringer Belastung zu Schwierigkeiten. Der Dampfzusatz mußte wegen des hohen Aschengehaltes stark gesteigert werden, so daß sich die Analyse erheblich verschlechterte und der Heizwert sank, während die Temperatur normal blieb. Der Staubgehalt war gering. Weniger Schwierigkeiten bereitete der noch aschenreichere Brennstoff V, da seine Asche einen außerordentlich hohen Erweichungspunkt hatte. Bei niedriger Belastung konnte zwar der Dampfzusatz gering gehalten werden, Gasanalyse und Heizwert sind gebessert, erreichen aber nicht die mit oberschlesischer Kohle erzielten Werte. Auch der Ausbrand der Asche ist schlecht.

d) Einfluß der Belastung beim Brennstoff III (Versuchsreihe d). Diese Versuchsreihe ist als eine Ergänzung der Reihe a mit der Kohle I aufzufassen. Aus betrieblichen Gründen war es notwendig, das Verhalten der Kohle III im Gaserzeuger eingehend zu prüfen. Zunächst wurde eine möglichst große Gleichmäßigkeit des Backvermögens und der Körnung der angelieferten Kohle, also ihrer beiden nachteiligen Eigenschaften, angestrebt. Dies gelang durch tägliche Lieferungsüberwachung mit Hilfe von Sieb- und Blähproben, indem die Lieferzeche veranlaßt wurde, die Gaserzeugerkohle aus ganz bestimmten, für die Vergasung am besten geeigneten Flözen zu entnehmen. Die Zunahme der Belastung wirkt sich bei diesem Brennstoff in einem Anstieg der Temperatur und des Heizwertes aus; allerdings wurde zugleich die Schütthöhe und damit die Entgasungszone bei unveränderter Höhe der Feuerzone vergrößert. Der Dampfzusatz blieb unverändert. Leider wurde der Gehalt des Gases an Staub, Teer und Wasser nicht ermittelt.

Das Stahlwerk wurde daraufhin über ein Jahr ausschließlich mit dieser Kohle und einem Mischgaszusatz von 40% des Wärmeverbrauches am Gasventil betrieben, ohne daß die Leistung und der Brennstoffverbrauch sich verschlechterten.

Im ganzen ergab die Vergasung der Kohle III gegenüber Kohle I den gleichen Heizwert, etwas höhere Gastemperaturen und einen geringeren Widerstand der Brennstoffschicht trotz gleichbleibender oder vergrößerter Schütthöhe.

e) Maßnahmen zur Verminderung des Staubgehaltes im Gase (Versuchsreihe e und f). Aus den Versuchsreihen a bis c geht hervor, daß der Staubgehalt des Gases immerhin zwischen 7 und 9,8 g/Nm<sup>3</sup> liegt. Vor dem Einbau der selbsttätigen ununterbrochenen Beschickung betrug er trotz gleicher Leistung nur etwa 5 g/Nm<sup>3</sup>. Danach scheint er vor allem dem Einfluß der Beschickungsart und erst in zweiter Linie dem der Belastung und Brennstoffkörnung zu unterliegen. Die Verstaubung des Gases ist demnach als eine Art Sichtungsvorgang aufzufassen. Die Rücksicht auf das Verstopfen der Leitungen und Kanäle und den Wirkungsgrad der Gaserzeuger (Kohlenstoffverluste!) führte zum Einbau eines Blechmantels in den Schacht des Gaserzeugers, innerhalb dessen der Brennstoff herabfällt, während die Gase außerhalb abziehen (s. Abb. 4). Der Mantel ist so lang, daß zwischen seinem unteren Ende und dem Brennstoffbett auch bei höherem Durchsatz noch ein hinreichender freier Zwischenraum zum Abziehen der Gase aus der Mitte an den Rand des Schachtes vorhanden ist. Nach längeren Versuchen fand man als endgültige Form des Staubmantels die zweier mit ihren kleineren Durchmessern aufeinandersitzender abgestumpfter Kegel. Der Mantel wird dadurch so steif, daß er sich trotz der mäßigen

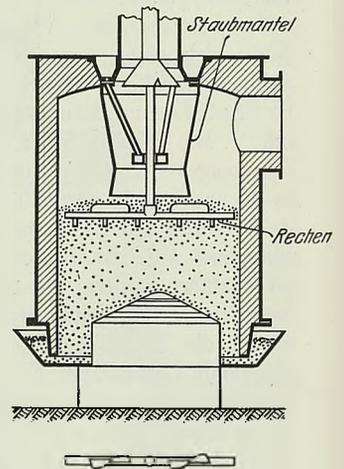


Abbildung 4. Drehrostgaserzeuger von 2600 mm Dmr. mit Staubmantelausführung 3 und Rührarm mit Verteilungsblechen.

der Vergasung.

A				A				A				A				B				
I	III	IV	V	III				I		III		II			II					
Belastung				Belastung				Staubmantel		Staubmantel		Betrieb des Rostes								
								ohne	mit	ohne	mit	Rost läuft		Rost steht						
c				d				e		f			g							
3	8	20	21	9	7	8	10	3	4	11	12	6	13	14	15	16	17	18	19	
155	158	128	128	83	128	158	202	155	174	192	170	177	154	159	130	130	130	130	130	
32,1	33,2	50	36	40,1	32,8	33,2	29,2	32,1	40,0	35,4	36,3	40,2	38,8	37,0	etwa 30					
5,4	4,9	6,7	5,6	6,4	5,2	4,9	4,6	5,4	5,1	4,4	4,8	6,4	4,6	3,3	3,0	5,6	1,2	0,9	1,4	
0,1	0,3	0,3	0,1	0,3	0,2	0,3	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,5	0,6	0,2	0,3	0,4	
25,8	28,0	23,5	26,1	24,5	26,8	28,0	27,9	25,8	28,4	29,2	28,7	24,7	26,8	26,4	30,7	27,4	33,6	33,2	33,0	
2,3	2,1	1,8	1,8	2,1	2,2	2,1	2,2	2,3	2,0	2,0	2,2	3,1	2,3	2,0	1,4	1,2	1,0	1,8	1,4	
15,7	13,6	16,0	15,5	14,8	14,3	13,6	14,1	15,7	16,7	13,7	13,9	16,3	14,1	14,3	11,8	10,8	12,7	11,9	10,4	
50,7	51,0	51,7	50,9	51,9	51,3	51,0	51,2	50,7	47,7	50,5	50,3	49,4	52,1	51,7	52,6	54,4	51,3	51,9	53,4	
457	542	470	465	500	510	542	556	457	462	483	510	491	536	527	etwa 450					
1403	1433	1332	1364	1357	1391	1433	1435	1403	1483	1431	1437	1453	1392	1360	1443	1317	1470	1523	1461	
7,6	—	6,7	6,2	—	—	—	—	7,6	7,4	3,05	13,05	6,1	4,22	5,45	8,7	8,7	9,7	9,7	8,85	
28,3	—	(11,2)	24,5	—	—	—	—	28,3	25,5	32,7	40,24	29,32	22,30	19,30	26,7	26,7	26,5	26,5	30,0	
87,0	—	(18,2)	66,0	—	—	—	—	87,0	85,8	76,5	86,98	104,84	80,0	77,4	44,1	44,1	38,4	38,4	32,0	
1,94	2,11	2,35	2,30	2,24	2,16	2,11	2,12	1,94	1,78	2,07	1,98	2,03	2,31	2,16	etwa 2,2					
2,36	2,60	3,43	3,01	2,76	2,66	2,60	2,61	2,36	2,17	2,52	2,44	2,50	2,85	2,66	—					
3,00	3,21	2,77	—	3,39	3,34	3,21	3,29	3,00	2,94	3,23	3,11	3,25	3,51	3,29	etwa 3,3					
3,65	3,95	4,04	—	4,18	4,11	3,95	4,05	3,65	3,58	3,99	3,83	4,00	4,33	4,06	—					
36	30	35	30	26	26	30	39	36	45	20	32	25	23	19	etwa 20					
101	56	75	70	29	51	56	45	101	75	77	84	73	75	61	etwa 80					
52	51	gleich- mäßig	47	31	47	51	50	52	46	44	60	51	82	33	etwa 80					
22	32		24	33	30	32	22	28	22	20	15	22	23	etwa 20						
55	49		73	45	47	49	41	55	40	65	70	87	38	84	etwa 80					
6,4	9,5	11,0	15,7	9,5	9,5	9,5	9,5	6,7	9,3	19,4	6,9	11,8	9,4	7,1	etwa 5					
18,4	20,0	20,0	18,0	20,0	20,0	20,0	20,0	18,4	18,3	15,4	17,6	16,2	18,7	17,8	etwa 15					

Blechstärke von 15 mm bei der herrschenden Temperatur nicht verzieht oder ausbeult. Man kann ihn aus einzelnen Blechsegmenten herstellen, die im Gaserzeuger selbst zusammengesetzt werden. Gleichzeitig wurde an den beiden Armen des Rührwerkes, das die Form eines einfachen an einer senkrechten Achse aufgehängten waagerechten Rechens hatte, in gleichen Abständen von der Mitte aus je ein schraubenförmig gewundenes Blech angebracht, das die Kohle, die durch den Mantel mehr nach der Mitte zu herabfällt, über den Schachtquerschnitt gleichmäßig verteilen sollte. Den Einfluß des Staubmantels im Gaserzeuger A beim Vergasen der Kohlsorten I und III zeigen die Versuchsreihen e und f. Der Staubentfall sank beim Vergasen der nichtbackenden Kohle I von etwa 7,6 auf 3,5 g/Nm<sup>3</sup>, obwohl die Belastung viel höher war. Der Heizwert des Gases stieg trotz der hohen Leistung noch etwas, ebenso die Gastemperatur, während der Ausbrand der Schlacke schlechter wurde. Dagegen wirkt sich der Staubmantel beim Vergasen der backenden Kohle III nicht so günstig aus. Der Staubgehalt sinkt hier auf 4,2 bis 5,5 g/Nm<sup>3</sup>.

Immerhin war aber der Erfolg beim Vergasen der im weitaus überwiegenden Maße geförderten nichtbackenden Kohle so günstig, daß man sich entschloß, Staubmäntel an sämtlichen Drehrostgaserzeugern des Stahlwerkes einzubauen. Sie haben die Erwartungen voll erfüllt; nach den Betriebsmittelwerten sank die am Sonntag abgezogene Staubmenge um etwa 30%, während die Haltbarkeit der Mäntel vollkommen befriedigt<sup>2)</sup>. Die Kosten eines Blechmantels einschließlich des Einbaues betragen nur 350 R.M.

3. Versuche am Gaserzeuger B.

(Einfluß der Betriebsweise des Rostes, Versuchsreihe g.)

Der Unterschied zwischen dem Gaserzeuger B und A besteht nach *Zahlentafel 1* und *Abb. 1 und 2* im Durchmesser, in der Beschickungsart und der Rostbauart. Der Gaserzeuger

B wird satzweise beschüttet und hat kein Rührwerk. Um so mehr fällt von vornherein das durchweg bessere Gas auf, dessen Kohlensäuregehalt dicht an der unteren Grenze des überhaupt Erreichbaren liegt. Der Heizwert des Gases ist sehr hoch, seine Temperatur niedrig. Die Gründe für diese günstigen Vergasungsergebnisse sind die geringe Belastung von 130 kg/m<sup>2</sup> h, die außerordentliche Höhe der Entgasungszone und offenbar auch ein geringerer Dampfzusatz, der in Spalte 5 nach den Monatsdurchschnittszahlen angegeben ist, in Wirklichkeit aber nach dem auffallend niedrigen Gehalt des Gases an Wasserstoff, Teer und Wasserdampf noch geringer zu sein scheint. Hierin spiegelt sich deutlich der große Einfluß einer richtigen Wahl des Dampfzusatzes wider. Inzwischen ist es aber, was an dieser Stelle ausdrücklich betont sei, gelungen, den Dampfverbrauch der Gaserzeuger des Stahlwerkes A um 6% auf 31% einschließlich der Ejektoren im Monatsmittel zu senken, worauf der Kohlensäuregehalt etwa auf 2 bis 3% fiel, der Kohlenoxydgehalt auf 28 bis 30% und der Heizwert auf 1450 kcal/Nm<sup>3</sup> und darüber anstieg. Gegenwärtig ist die durchschnittliche Zusammensetzung des Generatorgases im Stahlwerk A folgende: CO<sub>2</sub> = 1,5 bis 2,7%, O<sub>2</sub> = 0 bis 0,3%, S.K.W. = 0,2 bis 0,3%, CO = 29 bis 32%, H<sub>2</sub> = 11 bis 13,4%, CH<sub>4</sub> = 2 bis 3%, N<sub>2</sub> = 48 bis 51%.

Besonders beachtenswert ist an der Versuchsreihe g der Einfluß der Betriebsweise des Rostes. Während der Drehrost läuft, verschlechtert sich das Gas, zweifellos infolge der Störungen innerhalb der Feuerzone, die das allmähliche Herabsinken der Gas- und Kohlschicht hervorruft. Ein Einfluß der Zeit, in der der Rost außer Betrieb ist, macht sich dagegen nicht bemerkbar.

Der Staubgehalt des Gases ist dagegen in Anbetracht der geringen Leistung und des Vergasens einer normalen, der Kohle I ähnlichen Erbskohle mit 8 bis 9 g hoch. Die Gründe hierfür waren einstweilen nicht aufzuklären; wahrscheinlich spielen hier der Aussichtungsvorgang durch gleichmäßige Beaufschlagung des gesamten Schachtquerschnittes und die große Höhe der Entgasungszone eine besondere Rolle.

<sup>2)</sup> Die Mäntel sind seit ihrem Einbau im Jahre 1931 und 1932 ununterbrochen ohne Instandsetzung oder Auswechslung in Betrieb.

III. Allgemeine Betriebserfahrungen.

Wie die Versuche zeigen, kann man mit oberschlesischer Erbskohle (10 bis 25 mm) ein hochwertiges, für den Stahlwerksbetrieb gut geeignetes Generatorgas erzeugen. Die Betriebserfahrungen bestätigen die Versuchsergebnisse durchaus. Das im Durchschnitt sehr geringe Back- und Blähvermögen der oberschlesischen Kohle erlaubt es, fast ohne Stocharbeit außerordentlich hohe Leistungen herauszuholen. Nur wenn ein Brennstoffverbraucher durch Lieferungsverträge oder sonstige Bindungen auf eine Kohle mit stark schwankendem, mitunter hohem Backvermögen angewiesen ist, empfiehlt sich der Einbau eines Rührwerkes oder ist geradezu notwendig. Demgemäß sind in Oberschlesien nur zwei Stahlwerks-Gaserzeugeranlagen mit Rührwerk ausgerüstet.

Die Leistung eines Gaserzeugers richtet sich, was viel zuwenig beachtet wird, hauptsächlich nach der Leistungsfähigkeit des Gebläses, besonders nach seiner Förderhöhe. So werden in verschiedenen Betrieben Schachtbelastungen von mehr als 200 kg/m<sup>2</sup> h im Dauerbetriebe sowohl mit Erbskohle als auch mit gewaschener Grießkohle (Körnung 8 bis 15 mm) erreicht. Der erforderliche Winddruck beträgt bei den hohen Leistungen im allgemeinen 150 bis 300 mm WS; er hängt hauptsächlich von der Schütthöhe und dem Durchgangswiderstand des Rostes ab. Viele Gaserzeugeranlagen mit ungenügender Leistungsfähigkeit kranken nur an veralteten Gebläseanlagen, deren Förderhöhe früher bei dem damals üblichen Vergasen gröber gekörnter Brennstoffsorten ausgereicht haben mag. In einem anderen Fall glückte es, durch Aufbohren der viel zu kleinen Austrittsöffnungen eines Drehrostes die Leistung eines Gaserzeugers um 40% zu steigern.

Die Ansichten über den für die Vergasung oberschlesischer Erbskohle notwendigen Dampfzusatz haben sich im Laufe der Zeit mehrfach gewandelt. Nach den neueren Betriebserfahrungen kommt man mit einem Dampfzusatz von etwa 27 bis 30% im Durchschnitt aus, wobei der Wasserdampfgehalt des Gases infolge des etwas geringeren Gasausbringens der oberschlesischen Kohle im Vergleich zur Ruhrkohle (hoher Sauerstoffgehalt der Kohle; s. *Zahlentafel 2*) um etwa 10 bis 20 g/Nm<sup>3</sup> höher liegt. Früher betrieb man vielfach die Gaserzeuger mit zusätzlichem Randdampf, der an dem Umfang der Feuerzone als Maßnahme gegen die Verschlackung eingeblasen wurde. Man ist durchweg davon abgekommen, nachdem man erkannt hatte, daß dieser Randdampf fast vollständig unzersetzt in das Gas gelangt und zur Vermeidung von Schlackenschwierigkeiten bei einigermaßen sorgfältiger Bedienung gar nicht notwendig ist. Ein mitunter fühlbarer Nachteil des früher bevorzugten großen Dampfzusatzes war die Steigerung des Teerentfalles, der ja auch durch die Versuchsergebnisse erwiesen ist. Ein hoher Teergehalt des Gases begünstigt aber, wenn er mit niedriger Gastemperatur verbunden ist, die Teerauscheidungen in den Gaswegen mit ihren betrieblich so lästigen Nebenerscheinungen, abgesehen davon, daß nur noch ein Teil des ursprünglichen Teergehaltes dem Verbrennungsablauf zugute kommt. Man hält daher einen mäßigen Teergehalt von etwa 25 bis 28 g/Nm<sup>3</sup>, Gastemperaturen von 500 bis 550° und einen Dampfzusatz von etwa 27 bis 30% für richtig.

Somit ergeben sich etwa folgende Kennzahlen als normale Durchschnittswerte für einen neuzeitlichen Gaserzeugerbetrieb mit oberschlesischer Kohle, die sich mit den Ergebnissen der Vergasung von Gasflammkohle anderer Bezirke vergleichen lassen.

Belastung . . . . .	180 bis 220 kg/m <sup>2</sup> h
Dampfzusatz . . . . .	27 bis 30%
Gastemperatur . . . . .	500 bis 550°

Gaszusammensetzung:

CO <sub>2</sub> . . . . .	2,5 bis 4,5%
O <sub>2</sub> . . . . .	0,0 bis 0,5%
S. K. W. . . . .	0,1 bis 0,3%
CO . . . . .	28,0 bis 31,0%
CH <sub>4</sub> . . . . .	1,3 bis 2,0%
H <sub>2</sub> . . . . .	12,0 bis 14,0%
N <sub>2</sub> . . . . .	48,0 bis 52,0%
Teergehalt des Gases . . . . .	25,0 bis 28,0 g/Nm <sup>3</sup>
Staubgehalt des Gases . . . . .	3,0 bis 8,0 g/Nm <sup>3</sup>
H <sub>2</sub> O-Gehalt des Gases . . . . .	40,0 bis 60,0 g/Nm <sup>3</sup>
Verbrenliches in der Asche . . . . .	6,0 bis 15,0%
Wirkungsgrad (einschl. Teeres und fühlbarer Wärme) . . . . .	85,0 bis 95,0%
Windbedarf . . . . .	2,1 bis 2,3 Nm <sup>3</sup> /kg Rohkohle
Gasausbringen . . . . .	3,0 bis 3,4 Nm <sup>3</sup> /kg Rohkohle
Heizwert . . . . .	1400 bis 1480 kcal/Nm <sup>3</sup> .

Von Bedeutung sind in der mechanischen Ausrüstung der Gaserzeuger die Stochlochverschlüsse; das Absperren des Gastromes geschieht heute wohl allgemein durch

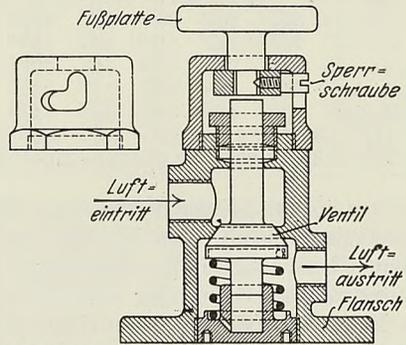


Abbildung 5. Fußgesteuertes Preßluftventil für Stochlochverschlüsse.

Ventilatorluft oder schwach gespannte Preßluft. Eine im Betrieb erprobte Verschlussbauart wird durch ein fußgesteuertes Preßluftventil (*Abb. 5*) betätigt, das im Betriebe einfach und haltbar und in der Herstellung billig ist. *Abb. 6* zeigt die veränderte Ausführungsform eines Stochstangenkopfes. Er ist dem Kopf mit dem grifförmig

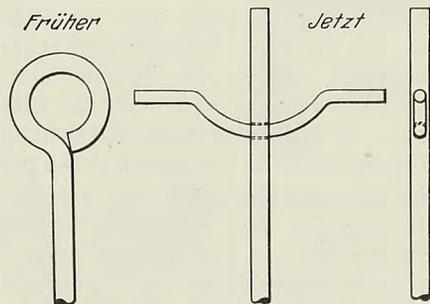


Abbildung 6. Stochstangenkopf.

umgebogenen Ende, das beim starken Beschlagen mit dem Vorhammer leicht in der Umbiegung wegbriecht, überlegen. Durch diese sehr einfache Ausführung konnten die Gezähkosten in einem Falle um 30% gesenkt werden.

Die Bemühungen um möglichst geringe Gaskosten zielen in erster Linie auf die Verarbeitung möglichst billiger Brennstoffe ab. Während die Stahlwerke früher überwiegend gröbere Nußsorten verarbeiteten, ist man im Laufe der Jahre fast ausschließlich auf Erbskohle übergegangen, die um 3 bis 5 *ℳ*/t billiger ist. Neuerdings untersucht man mit Erfolg die Vergasungsfähigkeit noch feinerer Körnungen, vor allem der Staubkohle mit 0 bis 10 mm Körnung und des

durch Luftaufbereitung der Staubkohle erzeugten Grobstaubes mit der Körnung 3 bis 10 mm. An einigen Stellen gelang die Vergasung von reiner Staubkohle im Dauerbetriebe von Festrostgaserzeugern mit einer Schachtbelastung von  $\sim 90$  bis  $120 \text{ kg/m}^2 \text{ h}$ . Das erzeugte Gas, das einen Heizwert von etwa  $1100 \text{ kcal/Nm}^3$ , eine Temperatur von  $800$  bis  $900^\circ$  und einen sehr hohen Feuchtigkeitsgehalt (Dampfzusatz 50 bis 70%) hat, reicht aber nur für Walzwerksöfen mit mäßigen Arbeitstemperaturen, keineswegs für den Siemens-Martin-Ofen aus. In Drehrostgaserzeugern glückte bisher nur die Vergasung des Grobstaubes, doch reicht die Güte des Gases auch hier noch nicht für den Stahlwerksbetrieb aus.

Ebenso sind Versuche, Koksgrus in Drehrostgaserzeugern zu vergasen, erfolglos geblieben. Man kam über Schachtleistungen von  $80$  bis  $90 \text{ kg/m}^2 \text{ h}$  nicht hinaus. Wohl aber gelang das Zusetzen von Erbskoks zur Erbskohle in mehreren Stahlwerksbetrieben. Ein Stahlwerk setzte beispielsweise 15 bis 25% Erbskoks der Erbskohle zu, wobei der Heizwert auf  $1300 \text{ kcal/Nm}^3$  und auch der Teergehalt zurückging. Allerdings war dieser Erbskoks-zusatz, der sich mitunter als Magerungsmittel beim Vergasen stärker backender Kohlen betrieblich gut bewährte, nur tragbar durch den gleichzeitigen Zusatz von Koksofengas im Stahlwerk. So bildet das Mitvergasen von Erbskoks, dessen Vergasung allein eine Art hochwertigen heißen Hochofengases mit einem Heizwert von  $1100$  bis  $1200 \text{ kcal/Nm}^3$  und einer Temperatur von  $500$  bis  $600^\circ$  liefert, ein geeignetes Mittel zum Ausgleich der Gaswirtschaft eines Hüttenwerkes, da man zugleich mit ihm den Koksofengaszusatz je nach den Verhältnissen um Beträge bis zu  $90 \text{ Nm}^3/\text{t}$  Stahl steigern kann.

Die Versuche, den Dampfzusatz durch Befeuchten des Windes zu ersetzen, sind in Oberschlesien nach einigen Fehlschlägen erfolglos geblieben. Die geringe Güte des oberschlesischen Gebrauchswassers zwingt zur Beschränkung der Ablauftemperaturen von Kühlelementen aller Art, so

daß die zur Anfeuchtung des Windes benötigten Wassertemperaturen im Stahlwerksbetriebe nicht zur Verfügung stehen. Außerdem ist der Brennstoffanteil an den Kosten des gewöhnlich aus Staubkohle erzeugten Dampfes in Oberschlesien mit etwa  $1 \text{ RM}/\text{t}$  Dampf derart niedrig, daß kein Anreiz für den Ersatz des Unterdampfes vorliegt.

#### Zusammenfassung.

Eine Reihe von Vergasungsversuchen an zwei verschiedenen Drehrostgaserzeugern gab Gelegenheit, die Wirkung verschiedener Einflußgrößen auf die Vergasungsergebnisse nachzuprüfen. Die Versuche führten zu folgenden Schlüssen:

Maßgebend für die Durchsatzleistung ist unter den oberschlesischen Verhältnissen die Leistung des Ventilators. Nur in Ausnahmefällen begrenzen starkes Backvermögen und hoher Aschengehalt des Brennstoffes die Leistungsfähigkeit.

Der Dampfzusatz hat einen erheblichen Einfluß auf die Güte und den Teer- und Wassergehalt des Gases; er muß durch sorgfältige Betriebsführung soweit wie möglich gedrosselt werden.

Die Güte des Gases ist im allgemeinen hervorragend und kann ebenso wie seine Temperatur durch richtiges Einregeln der Schütthöhe und des Dampfzusatzes innerhalb großer Belastungsschwankungen eingehalten werden.

Fortlaufendes Einschleusen der Kohle ist wegen des hohen Staubentfalles nachteilig, doch kann der Staubentfall hier, wie auch in anderen Fällen, durch geeigneten Einbau von Staubmänteln stark vermindert werden.

Die Versuche, noch feinkörnigere billige Brennstoffe zu vergasen, haben bisher nur bei Grießkohle (Körnung 5 bis 15 mm) und Grobstaub (Körnung 3 bis 10 mm) Erfolg gehabt, doch genügt das Gas nicht für den Stahlwerksbetrieb. Auch das Vergasen von Kleinkoks als Zusatz zur Gaserzeugerkohle hat sich in Einzelfällen bewährt, sofern für die Siemens-Martin-Oefen Koksofengas zur Verfügung stand.



## Zur spektroskopischen Schnellbestimmung von Legierungsbestandteilen in Sonderstählen.

Von Otto Schließmann in Essen.

[Mitteilung aus den chemischen Laboratorien der Firma Fried. Krupp A.-G., Essen.]

Bericht Nr. 102 des Chemikerausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

(Arbeitsweise. Qualitativer Nachweis und quantitatives Unterscheidungsvermögen ohne photometrische Hilfsmittel. Anwendungsgebiete im Eisenhüttenwerk. Apparative Ausrüstung und Anforderungen.)

[Hierzu Tafel 7 und 8.]

Die fast augenblickliche Feststellung der Zusammensetzung einer Stahlprobe ist für viele Legierungsbestandteile durch die direkte Beobachtung ihres Spektrums ermöglicht. Bei hinreichender Lichtstärke kann hierbei auf die Herstellung eines Spektrogramms im Wege der photographischen Aufnahme Verzicht geleistet werden. Im Eisenhüttenlaboratorium wird von dieser vereinfachten spektroskopischen Arbeitsweise kaum Gebrauch gemacht, obwohl die üblichen Prüfverfahren ein größeres Maß an Zeit und Arbeit bedingen.

Es beruht dies darauf, daß dem Stahlanalytiker eine geeignete Arbeitsvorschrift fehlt. Zur Aufstellung derselben ist eine Ermittlung der für die Zwecke der Stahlanalyse am besten geeigneten Spektrallinien erforderlich. Bei der Ueberprüfung ist dabei der durch die Zusammensetzung der hochlegierten Stahlmarken gegebenen Gefahr der Ueberlagerung durch fremde

Linien Rechnung zu tragen. Zur quantitativen Abschätzung muß man eine große Fehlergrenze zugestehen können, da die durch Hitze erzeugte Dampfphase in ihrer Zusammensetzung bei verschiedenem Siedepunkt der Bestandteile nur annähernd dem Gehalt des Probestoffs entspricht. Weiterhin wird eine durch das Auge vorgenommene Abschätzung der Helligkeit zweier Linien durch wechselnde Kontrasteffekte beeinflusst. Eine eingehende Betrachtung verdient vor allem die Frage der quantitativen Abschätzung ohne photometrische Hilfsmittel. Wenn es auch einerseits sehr vorteilhaft ist, durch eine photometrische Lichtschwächung, wie im visuellen Photometer von G. Scheibe<sup>1)</sup>, mit einer Linie des Legierungsbestandteils und einer Vergleichslinie des Eisens alle Konzentrationen feststellen zu können, so wird man andererseits bei dem erreichbaren geringen Genauigkeitsgrad auch mit der Abschätzung von Prozentstufen durch Vergleich verschieden starker Eisenlinien mit einer oder mehreren Linien des Legierungsbestandteils auskommen können. Bei einiger Uebung kann so die Messung am schnellsten mit geringer Anstrengung für die Augen und unter gleichzeitiger Sicht des zweiten Eisenbogens ohne Zuhilfenahme der kostspieligen Photometervorrichtung vorgenom-

men werden. Die durch das Photometer gegebene unvermeidbare weitere Lichtabsorption würde dabei außerdem wegfallen.

Zur Klärung dieser Fragestellung wurden eingehende Untersuchungen mit der nachfolgend geschilderten Arbeitsweise vorgenommen. Zur Herabsetzung der Untersuchungsdauer ist es von großem Vorteil, wenn der zu prüfende Stoff ohne große sonstige Vorbereitung in beliebiger Form untersucht werden kann. Die spektroskopische Untersuchung im Bogenlicht erfordert nur ein Probestück, dem als Gegen-

elektrode ein negativ geschalteter Kohlestab gegenüberzustellen ist (Abb. 1). Das Auswechseln der Probe kann somit sehr rasch vorgenommen werden, da das Muster nur auf einen positiv geschalteten Träger aufgelegt und der Bogen dann gezündet wird. Als Stromquelle dient Gleichstrom von 220 V Spannung; die unter entsprechender Regelung eines Vorschaltwiderstandes angewendete Stromstärke

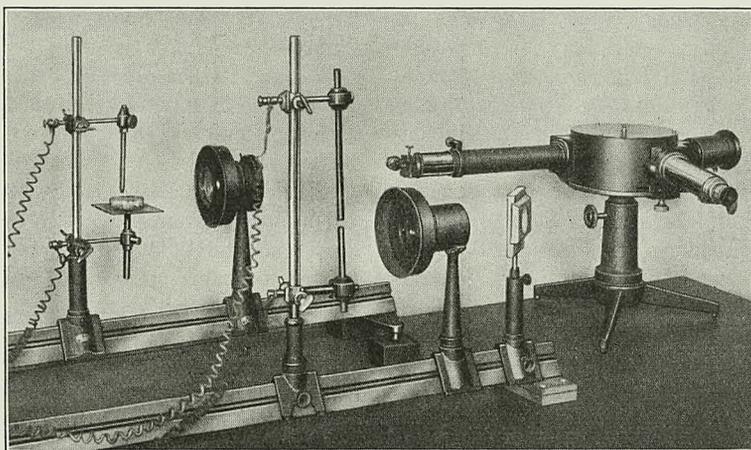


Abbildung 1. Anordnung zur spektroskopischen Stahluntersuchung im Lichtbogen.

beträgt durchschnittlich 5 bis 6 A. Wegen der auftretenden Dampfwicklung ist eine Aufstellung der Anordnung unter einer guten Absaugvorrichtung (Abzug) bei laufender Tätigkeit erforderlich; besonders ist dann auch eine etwaige Anwendung höherer Stromstärken zur Steigerung der Helligkeit im violetten Gebiet erleichtert. Das entstehende Bogenlicht wird durch einen sphärischen Kondensator in der Richtung der optischen Achse auf dem Spektroskopspalt unter ständiger Beaufsichtigung durch einen zweiten Beobachter so abgebildet, daß der leuchtende Pol der Kohle von dem unteren Rand der Spaltöffnung abgeschirmt wird. Das angewandte Spektroskop enthält zwei feststehende Flintglasprismen und ein schwenkbar angebrachtes Fernrohr, die weiter unten noch näher beschrieben werden.

Die rasche Ermittlung bestimmter Linien eines Stahlspektrums ist ohne genaue Einstellungsrichtungen nur bei gleichzeitiger Sicht eines Eisenbogens durchzuführen. Abb. 2 (s. Tafel 7) zeigt im unteren Teil das Spektrum eines hochlegierten Stahles im indigofarbenen Wellenlängengebiet von 4315 bis 4500 Ångström-Einheiten (Å.-E.). Neben den Eisenlinien sind im Spektrum eine große Anzahl Chrom-, Nickel-, Molybdän- und Titanlinien vorhanden, zu deren rascher Unterscheidung ein zweites Hilfsspektrum eines reinen Eisen-

<sup>1)</sup> Metallwirtsch. 41 (1932) S. 107.

bogens erforderlich ist. Dies wird ermöglicht durch gleichzeitiges Abbrennen eines Karbonyleisensbogens, der, wie aus *Abb. 1* zu ersehen ist, mit einem zweiten Kondensator und Spiegel auf ein an der oberen Hälfte des Spaltes angebrachtes Reflexionsprisma geworfen wird und so gleichzeitig im Gesichtsfeld des Beobachters erscheint. Die in *Abb. 2* bei der Untersuchung des hochlegierten Stahles auftretenden und im oberen Spektrum weiterlaufenden Linien sind Eisenlinien; die kurzen Linien, die nur im Spektrum der Probe erscheinen, sind die Spektrallinien der Legierungsbestandteile. So ist es möglich, selbst ohne Vorhandensein einer ins Okular gespiegelten Wellenlängenskala oder einer Einstellung durch eine Wellenlängentrommel mit größter Zuverlässigkeit, Genauigkeit und Geschwindigkeit die zu bestimmenden Linien aufzusuchen, wenn der Beobachter nach einiger Vorübung mit den in Frage kommenden Teilgebieten des Eisenspektrums vertraut geworden ist. Die Anwendung einer Wellenlängenskala würde, abgesehen von der geringeren Uebersicht im kurzwelligen Teil (3900 bis 4000 A.-E.), durch Blendung die Beobachtung schwacher Linien erschweren. Zur Untersuchung des sichtbaren Gebiets des Eisensbogens sind beschriftete Abbildungen des Eisenspektrums notwendig, wie sie sich im Handel befinden<sup>2)</sup>; zur Ergänzung der in diesen nicht bezeichneten Eisenlinien wurden die von H. Kayser<sup>3)</sup> herausgegebenen Wellenlängentafeln zu Rate gezogen. Zur Auswahl empfindlicher Linien wurde vor allem die bei dem grundlegenden Werk von Eder und Valenta<sup>4)</sup> gegebene Zusammenstellung sämtlicher Spektrallinien wie auch die übersichtliche kurze Zusammenfassung von D. M. Smith<sup>5)</sup> herangezogen.

Als Ergebnis der Nachprüfung legierter Stahlproben auf ihre qualitative Zusammensetzung durch visuelle Beobachtung seien nachfolgend einige Abbildungen der Spektralbereiche wiedergegeben, die sich zum Nachweis der einzelnen Legierungsbestandteile besonders geeignet erweisen. Zur bildlichen Wiedergabe dieser Spektralgebiete und der durch Anwesenheit von Legierungsbestandteilen gegebenen Unterschiede wurden mit einer gegen das Beobachtungsfernrohr auswechselbaren Kamera photographische Aufnahmen von Stahlspektren hergestellt. Diese sind entsprechend der Abbildung im Beobachtungsfernrohr mit zehnfacher Vergrößerung unter Gegenüberstellung mit dem Karbonyleisenspektrum im folgenden wiedergegeben.

Aluminium. Bei der angewandten Stromstärke von 5 bis 6 A liegt dieser Spektralbereich wegen der starken Lichtabsorption an der äußersten Grenze des sichtbaren violetten Gebiets. Zur Ermittlung der Aluminiumlinie 3961,5 ist das Gebiet der beiden starken Eisenlinien 3956,7 und 3969,3 einzustellen; ein Vergleich der im Spektroskop sichtbaren Linien mit der *Abb. 3* erlaubt eine schnelle Entscheidung auf Anwesenheit von Aluminium.

Kobalt. Die Kobaltlinie 3995,3 ist den beiden starken Eisenlinien 3997,4 und 4005,2 linksseitig benachbart (*Abb. 4*) und ist auch bei hochlegierten Stahlproben durch Abschätzung des Abstandes sicher zu ermitteln.

Wolfram. Die Wolframlinie 4008,8 liegt rechtsseitig der bei Kobalt erwähnten starken Eisenlinie 4005,2 in enger Nachbarschaft der nun folgenden Eisenlinie 4009,7 (*Abb. 5*). Wie das untere Spektrum zeigt, ist dieselbe auch bei hohem Legierungsgrad der Stahlprobe leicht zu ermitteln und wurde auch durch die in den geprüften Stahlproben auftretenden niedrigen Titangehalte (Ti 4009,9) nie gestört.

<sup>2)</sup> Bei Adam Hilger, Verlag, London.

<sup>3)</sup> Handbuch der Spektroskopie, Bd. 6 (Leipzig: S. Hirzel 1912).

<sup>4)</sup> Atlas typischer Spektren; Wien 1928.

<sup>5)</sup> Sichtbare Linien für Spektralanalyse (London: Verlag Adam Hilger, Ltd., 1929).

Niob. Zum Nachweis von Niob sind die im violetten Gebiet gemäß *Abb. 6* links und rechts von den kennzeichnenden starken Eisenlinien 4063,6 und 4071,7 liegenden Nioblinien 4059,0 und 4101,0 geeignet; diese letzte ist im Gegensatz zu der erstgenannten auch bei höherem Chromgehalt (z. B. in V2A-Stahl) nachweisbar. Bei sehr hoher Lichtstärke ist auf die mit ihr zusammenfallende sehr schwache Eisenlinie 4100,7 zu achten.

Chrom. Für den spektroskopisch außerordentlich empfindlich durchzuführenden Nachweis von Chrom im Stahl sind unter anderem die im indigofarbenen Gebiet liegenden drei Chromlinien, deren erstere (Cr 4254,3) sich innerhalb der beiden stark ausgeprägten Eisenlinien Fe 4250,8 und Fe 4260,5 befindet, sehr leicht festzustellen (*Abb. 7*); die bezeichnete Chromlinie ist besonders geeignet.

Vanadin. Das zu prüfende Gebiet (*Abb. 8*) wird durch eine sehr starke Dreiergruppe von Eisenlinien (Fe 4383,5, Fe 4404,7 und Fe 4415,1) gekennzeichnet; die angeführte Vanadinlinie 4379,2 ist daher unschwer zu ermitteln.

Molybdän. Ebenso ist die Feststellung der Molybdänlinie 4411,7 durch ihre Lage innerhalb der erwähnten Dreiergruppe (*Abb. 9*) durch Abschätzen des Zwischenraumes der benachbarten Eisenlinien auch bei hochlegierten Nickel-Chrom-Stählen ohne Schwierigkeit vorzunehmen.

Titan. Die Titanlinie 4533,2 befindet sich in einer durch das Eisenspektrum gut gekennzeichneten Lage (*Abb. 10*) in nächster Nähe einer Dreiergruppe von Eisenlinien (Fe 4525,4, 4528,6 und 4534,1).

Nickel. Für Nickel erwies sich die Linie 4714,4 trotz ihrem Zusammenfallen (*Abb. 11*) mit der sehr schwachen Eisenlinie 4714,4 für den qualitativen Nachweis am geeignetsten, der auch bei hohem Legierungsgrad (siehe unteres Spektrum) durchzuführen ist.

Mangan. Mangan kennzeichnet sich durch das Auftreten von fünf empfindlichen blauen Linien, die sich in dem Spektrum des Hartstahles (siehe *Abb. 12*, unten) stark herausheben. Für niedrige Gehalte empfiehlt sich als Nachweislinie wegen ihrer Lage bei den beiden Eisenlinien Fe 4786,8 und Fe 4789,6 die Manganlinie 4783,4. Die genannten fünf Manganlinien sind bekanntlich auch im Flammenspektrum des Bessemerverfahrens zu beobachten.

Kupfer. Für den zuverlässigen Nachweis von Kupfer im Stahl erwies sich nach unseren Ermittlungen die Linie Cu 5218,2 am geeignetsten (*Abb. 13*), da diese durch andere Legierungsbestandteile nicht beeinflusst wird. Im Unterschied zu der vorliegenden photographischen Wiedergabe konnten die Eisenlinien 5215,2, 5216,2 und 5217,4 und die Kupferlinie 5218,2 bei der visuellen spektroskopischen Beobachtung und ausreichender Okularvergrößerung (etwa fünfzehnfach) bequem getrennt und beobachtet werden.

Aus diesen Abbildungen ist ersichtlich, daß die Erkennung der einzelnen Legierungsbestandteile bei Vorhandensein einer Bezugsskala von reinem Eisen in zuverlässiger Weise vorgenommen werden kann, wenn sich der Beobachter mit dem reinen Eisenspektrum vertraut gemacht hat. Aber auch wenn diese letzte Voraussetzung nicht zutrifft, kann in einem neuzeitlichen, mit einer Wellenlängentrommel ausgerüsteten Spektroskop der fragliche Spektralbereich eingestellt werden und nach flüchtiger Beobachtung auf obigen ausgewählten Spektrogrammen der fraglichen Elemente die Feststellung nach der angeführten Arbeitsweise erfolgen. Einen Ueberblick der so bei einer Stromstärke von 5 bis 6 A und den angewandten Abbildungsverhältnissen erreichbaren qualitativen Analyse und ihrer Nachweisempfindlichkeit soll *Zahlentafel 1* ermöglichen. Spalte 1 gibt die untersuchten Legierungsbestandteile, Spalte 2 die untere Nachweissgrenze,

O. Schließmann: Zur spektroskopischen Schnellbestimmung von Legierungsbestandteilen usw.

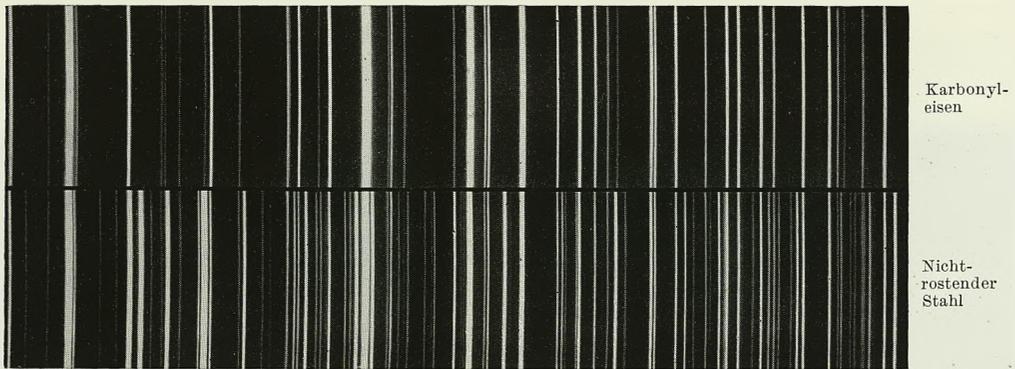


Abbildung 2. Visuelle spektroskopische Untersuchung von Stahl unter gleichzeitiger Beobachtung eines Eisenbogens. Wellenlängengebiet 4315 bis 4500 A.-E.

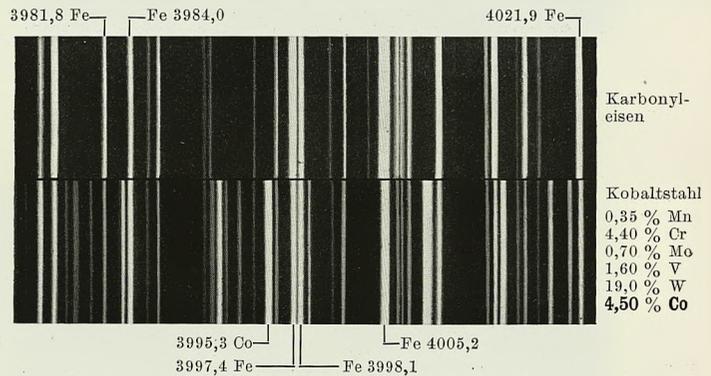
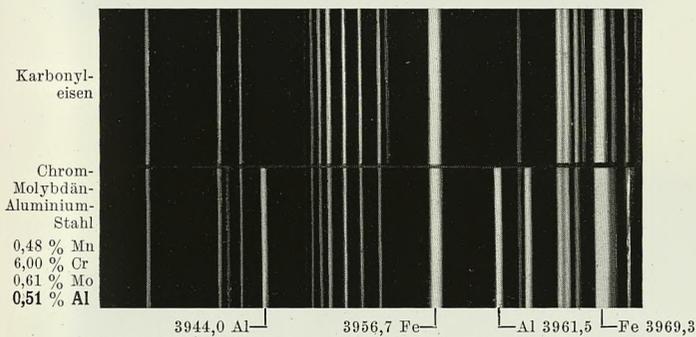
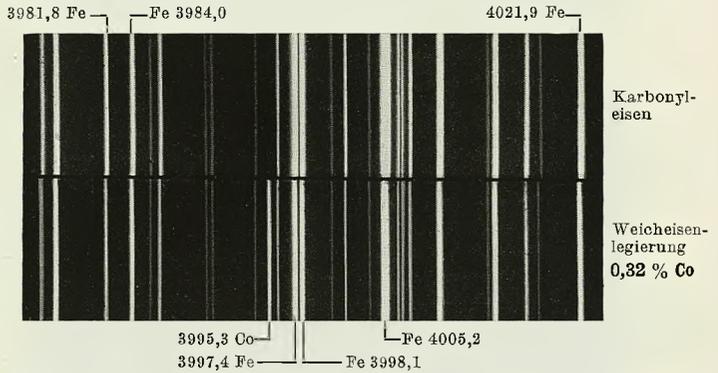
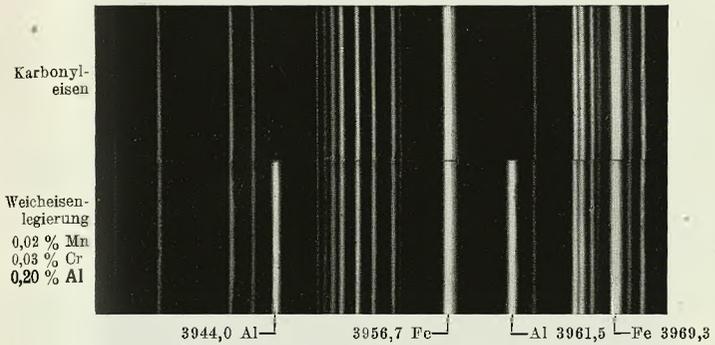


Abbildung 3. Spektroskopischer Nachweis von Aluminium in legiertem Stahl.

Abbildung 4. Spektroskopischer Nachweis von Kobalt in legiertem Stahl.

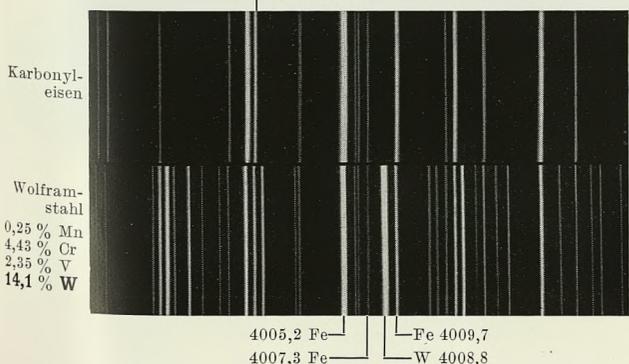
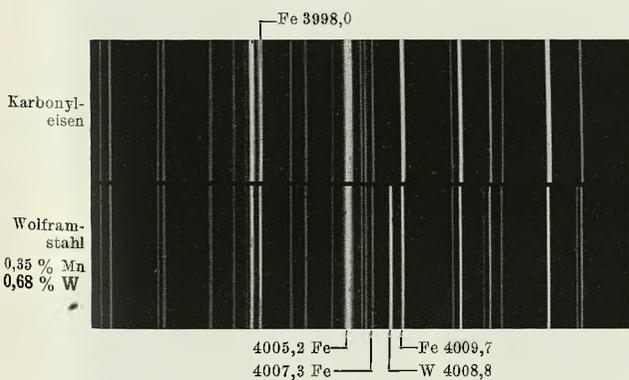


Abbildung 5. Spektroskopischer Nachweis von Wolfram in legiertem Stahl.

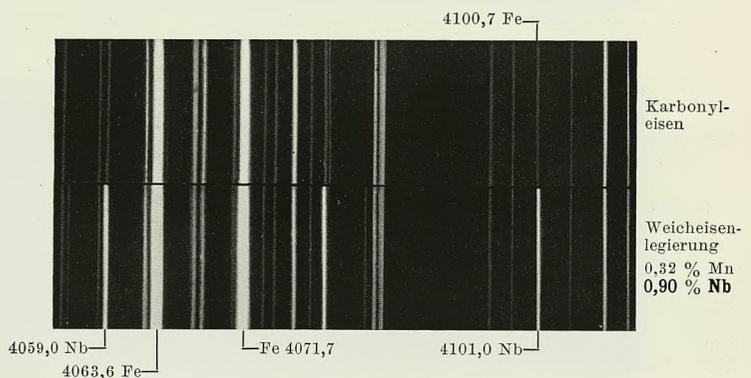


Abbildung 6. Spektroskopischer Nachweis von Niob in legiertem Stahl.

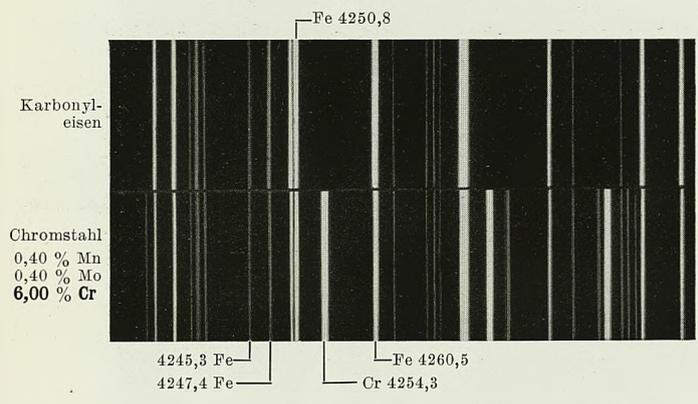
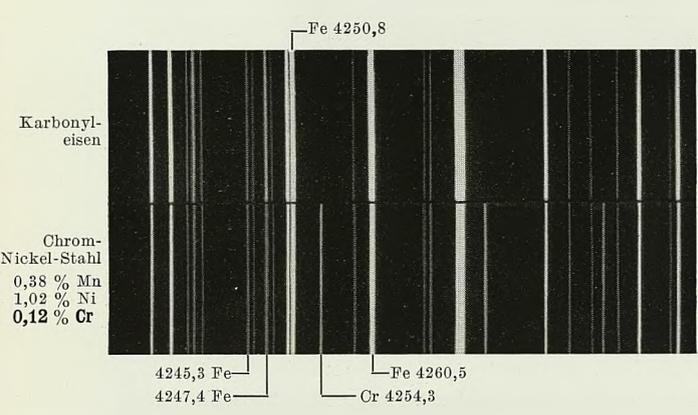


Abbildung 7. Spektroskopischer Nachweis von Chrom in legiertem Stahl.

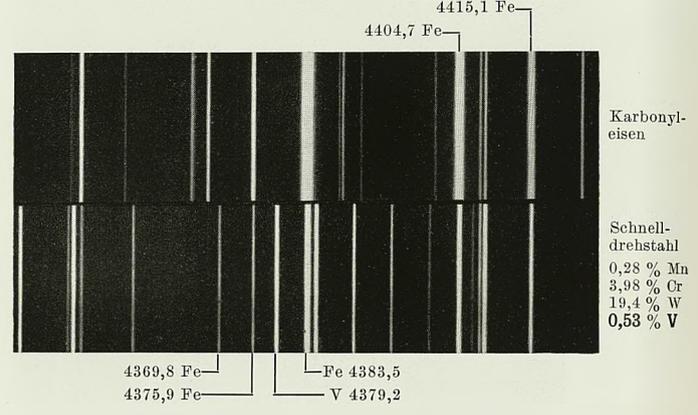
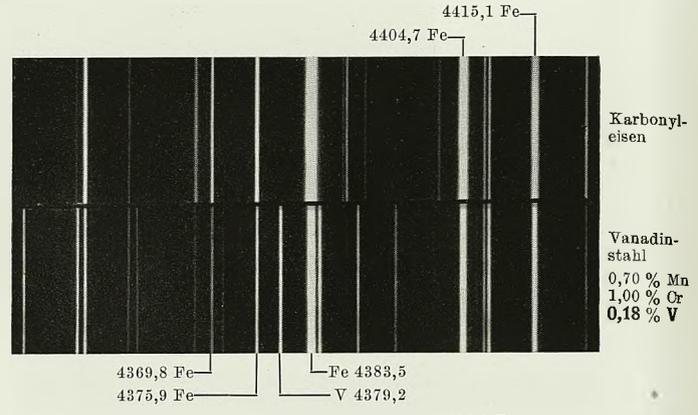


Abbildung 8. Spektroskopischer Nachweis von Vanadin in legiertem Stahl.

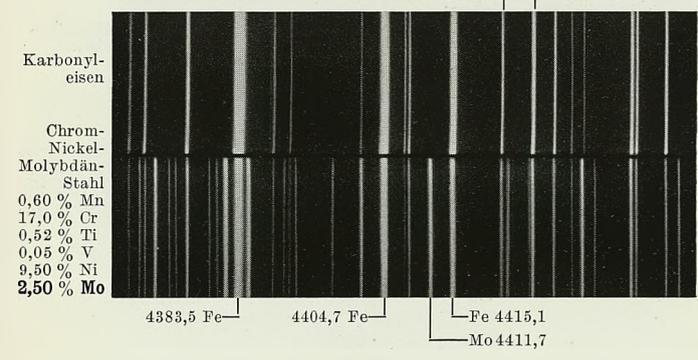
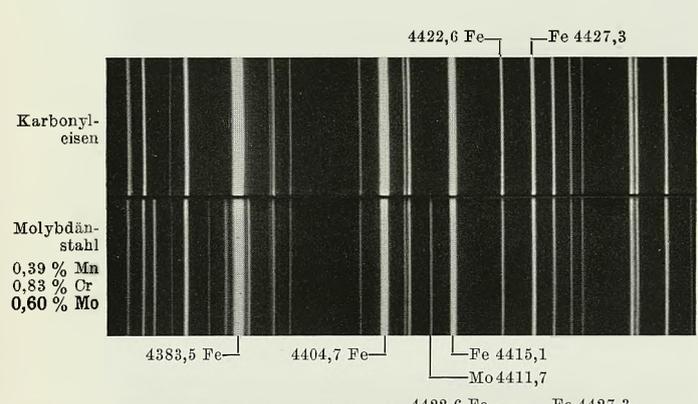


Abbildung 9. Spektroskopischer Nachweis von Molybdän in legiertem Stahl.

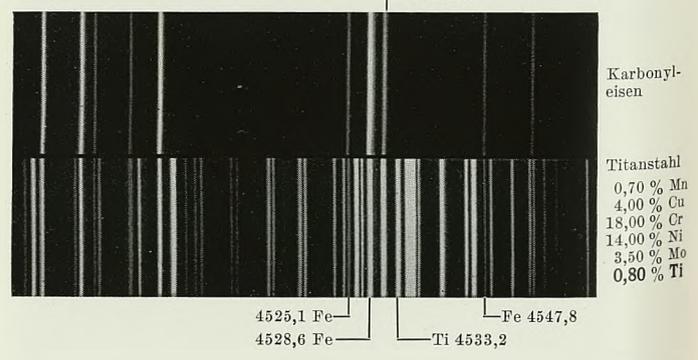
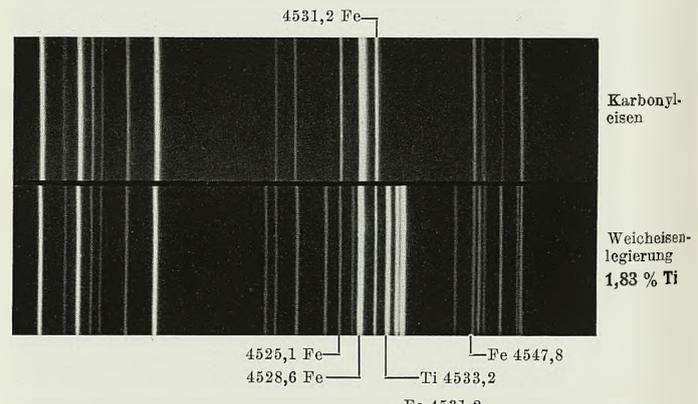


Abbildung 10. Spektroskopischer Nachweis von Titan in legiertem Stahl.

O. Schließmann: Zur spektroskopischen Schnellbestimmung von Legierungsbestandteilen usw.

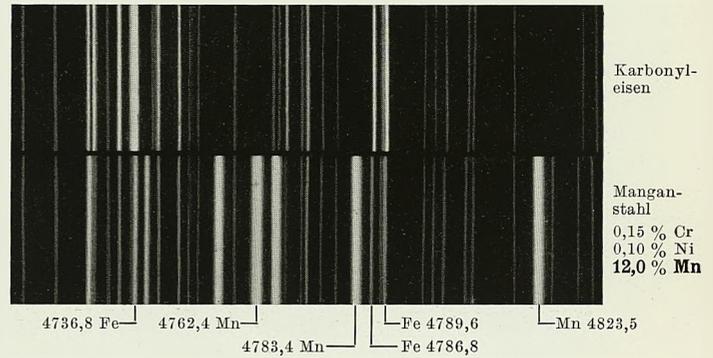
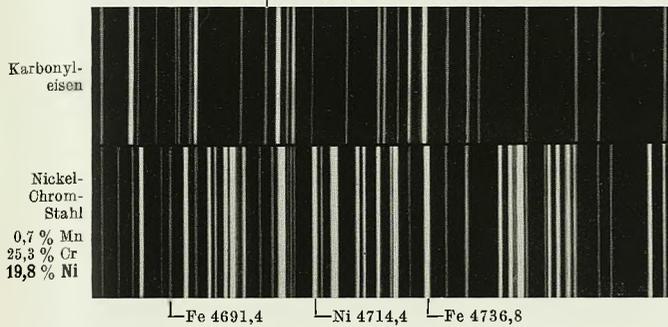
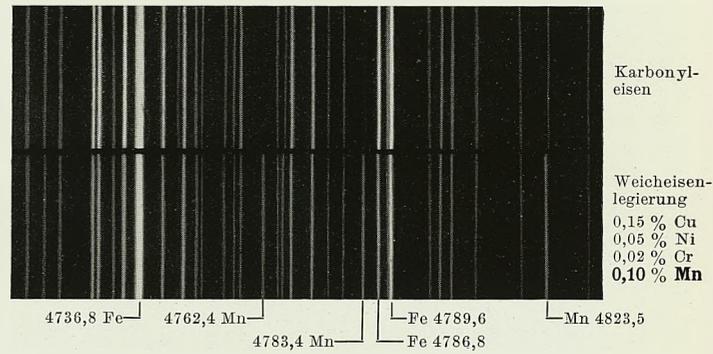
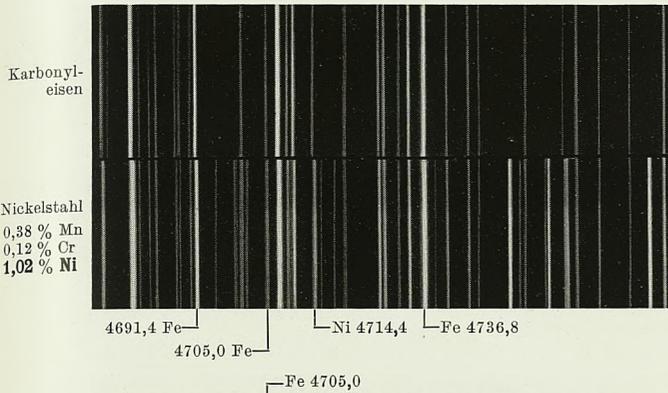


Abbildung 11. Spektroskopischer Nachweis von Nickel in legiertem Stahl.

Abbildung 12. Spektroskopischer Nachweis von Mangan in legiertem Stahl.

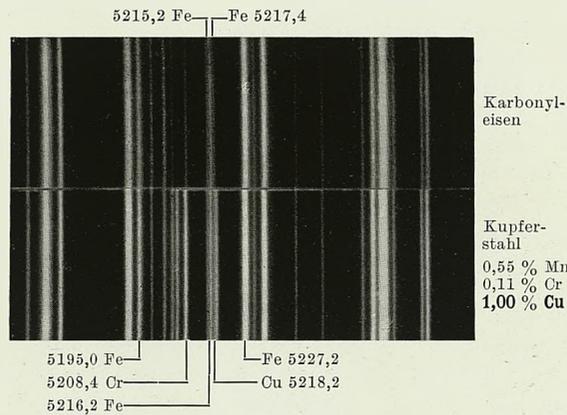


Abbildung 13. Spektroskopischer Nachweis von Kupfer in legiertem Stahl.

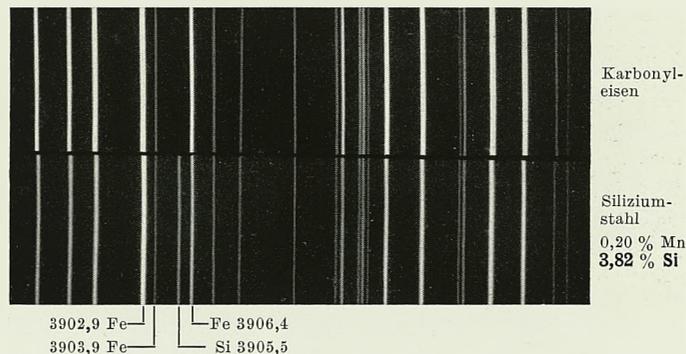


Abbildung 14. Spektroskopischer Nachweis von Silizium in legiertem Stahl.



Zahlentafel 1. Spektrallinien zum Nachweis von Legierungsbestandteilen im Stahl bei Anwendung des Lichtbogens.

Element	Nachweisbar niedrigster Prozentgehalt	Wellenlänge A.-B.	Engbenachbarte Spektrallinien anderer Elemente
Al	0,01	Al 3961,5 (10 R)	Co 3961,5 (4) ab 2% Co Mo 3961,0 (3) ab 5% Mo
	0,10	Al 3944,0 (10 R)	—
Co	0,20	Co 3995,3 (8 R)	—
W	0,05	W 4008,8 (10)	Ti 4008,9 (7)
Nb	0,10	Nb 4101,0 (10)	Fe 4100,7 (2)
		Nb 4059,0 (10)	—
Cr	0,01	Cr 4254,3 (10 R)	—
V	0,01	V 4379,2 (10 R)	—
Mo	0,01	Mo 4411,7 (10)	Cr 4411,3 (3)
	0,10	Mo 4277,2 (10)	V 4276,9 (6) ab 1% V
Ti	0,01	Ti 4533,2 (10 R)	Co 4534,0 (6) ab 10% Co
	0,10	Ti 4984,7 (9)	—
Ni	1,00	Ni 4714,4 (10)	Fe 4714,4 (1)
	2,00	Ni 5081,1 (9)	Fe 5079,7 (3)
		Ni 5080,5 (8)	—
Mn	0,01	Mn 4033,1 (8 R)	—
	0,01	Mn 4783,4 (10)	—
Cu	0,10	Cu 5248,2 (10)	Fe 5247,4 (4)

Spalte 3 die Nachweislinien und Spalte 4 schwache, unempfindliche Linien fremder Elemente, die unter bestimmten Voraussetzungen stören oder bei flüchtiger Beobachtung infolge ihrer engen Nachbarschaft verwechselt werden können. Die in Klammern hinter den Spektrallinien angeführten Zahlen sind Intensitätsbezeichnungen, deren niedrigster Grad 1, deren höchster Grad 10 ist.

Die gewonnene Zusammenstellung zeigt, daß die für den Hüttenbetrieb bestehenden Anforderungen an Nachweisempfindlichkeit befriedigt werden. Verhältnismäßig unempfindlich ist Nickel, dessen Nachweisgrenzen jedoch erforderlichenfalls durch Anwendung eines lichtstärkeren Modells und höherer Stromstärke auf mindestens 0,5% erweitert werden können. Die Anwendung der visuellen Beobachtung zur Ermittlung von Silizium wurde auf bogenspektroskopischem Wege bisher noch nicht versucht, da man die Lage der Siliziumlinie 3905,5 bereits zum ultravioletten Gebiet rechnet. Nach den vorliegenden Erfahrungen kann aber auch dieses Gebiet bei hoher Lichtstärke noch beobachtet werden. Es gelang dem Verfasser, auch Silizium bei einer Stromstärke von 50 A bis zu 1% im Stahl (Si 3905,5 = Fe 3903,9) noch festzustellen (Abb. 14); allerdings ist im Laboratorium eine Abschätzung des durch Funken hergestellten Ultraviolettspektrogramms der höheren Empfindlichkeit und der bequemen Arbeitsbedingungen wegen für die spektralanalytische Unterscheidung höherer und niedriger Siliziumgehalte im Stahl und Gußeisen meist vorzuziehen. Wenn es sich aber um einen augenblicklichen spektroskopischen visuellen Nachweis handelt, kann dies nicht nur mit der bekannten roten Funkenlinie des Siliziums (Si 6346,7), sondern auch in der angegebenen Arbeitsweise im Bogenlicht vorgenommen werden.

Ein Nachweis der Metalloide Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Arsen, Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff im Stahl kann durch visuelle Beobachtung nicht erreicht werden.

Die rein qualitativen Angaben müssen nun durch (wenn auch nur grobe) quantitative Gehaltsangaben vervollständigt werden können, wenn dem Verfahren eine praktische Bedeutung zuerkannt werden soll. Gerade Edstahllegierungen enthalten durch zugegebenen Schrott Verun-

reinigungen mannigfaltigster Art, die aber kein besonderes Merkmal zur Erkennung der betreffenden Stahlmarke darstellen. Zur quantitativen Abschätzung wurde der von W. Geirlach<sup>6)</sup> für die Funkenspektralanalyse ausgearbeitete Grundgedanke des Vergleichs einer Linie des Grundstoffes mit einer Linie des Zusatzelementes verwendet. Im Stahlspektrum wächst die Helligkeit der Nichteisenlinien mit zunehmendem Gehalt, während die Lichtstärke der Eisenlinien gleichbleibt. Ein Vergleich geeigneter Linienpaare von Eisen und Legierungsbestandteilen ermöglicht die Einordnung der letztgenannten in eine bestimmte Konzentrationsstufe. Da im Eisenspektrum in allen Wellenlängengebieten Linien verschieden starker Helligkeit auftreten, kann ohne weitere Hilfsmittel durch okulare Beobachtung ein solcher Vergleich vorgenommen und daraus auf den annähernden Gehalt geschlossen werden. Im Hinblick auf die bereits erwähnte Gefahr einer Veränderung der Zusammensetzung durch längere Brenndauer ist es ratsam, die Abschätzung gleich nach dem Einsetzen des Bogens vorzunehmen und zu einer nochmaligen Nachprüfung möglichst eine andere Stelle der Probe zu verwenden. Für diese Aufgabe lassen sich die in *Zahlentafel 1* genannten empfindlichen Linien nur in beschränktem Umfang verwenden, da sie zur Bestimmung höherer Gehalte häufig ungeeignet sind. Von geeigneten Vergleichslinien ist zu fordern, daß sie bei der üblichen Zusammensetzung legierter Stahlmarken nicht mit anderen Linien zusammenfallen, eine gute Relativempfindlichkeit bei Änderung der Konzentration aufweisen und sich an einer zum Vergleich mit Eisenlinien geeigneten Stelle des Eisenspektrums befinden. Die in dieser Richtung vorgenommene Auswahl führte zu den in *Zahlentafel 2* zusammengestellten Ergebnissen.

Aus der Zusammenstellung ist ersichtlich, daß die quantitative Schätzung von Aluminium nur in sehr unbefriedigender Weise gelang. Dies ist wahrscheinlich auf den tiefen Siedepunkt dieses Elementes (etwa 1800°) gegenüber Eisen (rd. 2450°) zurückzuführen. Eine schlechte Abstufung zeigte sich noch bei Kupfer, während die übrigen Legierungsbestandteile sich in den angeführten Stufen unterscheiden ließen. Obwohl *Zahlentafel 2* auch für sehr hoch legierte Proben aufgestellt wurde, wird dieselbe im Laufe ihrer weiteren Anwendung für den einen oder anderen Fall noch eine gewisse Erweiterung erfordern, wie dies bei der großen Mannigfaltigkeit in der Stahlzusammensetzung nicht zu vermeiden ist. Die vorliegende Zusammenfassung ist jedoch bereits das Ergebnis der Prüfung vieler Hunderte von Stahlmarken. Auch die Unterscheidung von noch niedrigeren Gehaltsstufen, wie 0,01, 0,02, 0,05 und 0,1%, ist bei hinreichender Empfindlichkeit des zu bestimmenden Legierungsbestandteiles durchführbar. Beispielsweise konnten sowohl Stahlproben und Tempergußproben mit 0,010% Cr und 0,024% Cr als auch Stahlproben mit 0,023 und 0,052% Mo unterschieden werden. Ausreichende Empfindlichkeit zeigen noch Titan, Vanadin und Mangan. Als Vergleichsskala eignen sich an Stelle des Karbonyleisens die Spektren von reinen Eisenproben, die einen Legierungsgrad von 0,02 oder 0,05% des zu bestimmenden Elementes aufweisen. Sofern nun entsprechende schwache Vergleichslinien des Eisens vorliegen, kann durch Kopplung der beiden Spektren der Gehalt abgeschätzt werden.

Es erhebt sich nun die Frage, welche praktische Bedeutung die gewonnenen Ergebnisse für eine Nutzenanwendung im Eisenhüttenwerk haben. Der hauptsächlichste Vorzug dieser Arbeitsweise ist die außerordentlich schnelle Durchführbarkeit. Ist das Spektroskop für die Beobachtung fertig auf-

<sup>6)</sup> Metallwirtsch. 7 (1929) S. 1348.

Zahlentafel 2. Die quantitative Nachweisbarkeit von Legierungsbestandteilen durch okulare Abschätzung.

Gehalt %	Al	Co	W	Cr	V	Mo	Ti	Ni	Mn	Cu
0,1		nicht sichtbar	W 4008,8 Fe 3998,0	Cr 4652,2 < Fe 4643,4	V 4379,2 Fe 4375,9	Mo 4411,7 Fe 4388,4	Ti 4533,2 < Fe 4531,2		Mn 4783,4 Fe 4786,8 Mn 4034,5 Fe 4031,9	
0,2	Al 3961,5 Fe 3956,7	Co 3995,3 Fe 3981,7	W 4008,8 Fe 3998,0 W 4008,8 < Fe 4009,7	Cr 4652,2 > Fe 4643,4	V 4379,2 Fe 4375,9 W 4875,7 < Fe 4878,2	Mo 4411,7 Fe 4422,6	Ti 4533,2 Fe 4531,2	nicht sichtbar	Mn 4783,4 Fe 4689,7 Mn 4034,5 Fe 4031,9	Cu 5218,2 Fe 5217,4
0,5			W 4008,8 Fe 4009,7	Cr 4652,2 Fe 4654,5	V 4875,7 Fe 4878,2	Mo 4411,7 Fe 4422,6	Ti 4533,2 > Fe 4531,2 Ti 4645,2 < Fe 4643,4		Mn 4783,4 > Fe 4789,7 Mn 4035,7 < Fe 4009,7	
1,0		Co 3995,3 Fe 3983,9	W 4008,8 Fe 4009,7 W 4659,9 < Fe 4647,4	C: 4652,2 Fe 4654,5 C: 4922,3 < Fe 4923,9	V 4875,7 Fe 4920,5 W 4420,1 < Fe 4422,5	Mo 4411,7 Fe 4427,3	Ti 4533,2 < Fe 4528,6 Ti 4645,2 Fe 4643,4	Ni 4714,4 Fe 4705,0	Mn 4783,4 Fe 4859,8 Mn 4035,7 < Fe 4009,7	Cu 5218,2 > Fe 5217,4
2,0	Al 3961,5	Co 3995,3 Fe 3998,1	W 4659,9 Fe 4654,5 W 4244,5 < Fe 4245,2	Cr 4922,3 Fe 4923,9 C: 4363,1 < Fe 4369,8	V 4875,7 Fe 4920,5 W 4420,1 < Fe 4422,5	Mo 4411,7 Fe 4415,1 Mo 4491,3 < Fe 4490,1	Ti 4533,2 Fe 4528,6 Ti 4645,2 < Fe 4647,4	Ni 4714,4 > Fe 4705,0 Ni 5080,5 < Fe 5079,7	Mn 4783,4 Fe 4920,5 Mn 4035,7 Fe 4009,7	
5,0	Fe 4005,2	Co 3995,3 Fe 4021,8	W 4659,9 > Fe 4654,5 W 4244,5 Fe 4245,2	Cr 4922,3 Fe 4919,0 Cr 4363,1 < Fe 4369,8	V 6531,4 Fe 6546,2 V 6504,2 < Fe 6546,2	Mo 4411,7 Fe 4415,1 Mo 4491,3 Fe 4490,1	Ti 4533,2 > Fe 4528,6 Ti 4645,2 > Fe 4647,4	Ni 4714,4 Fe 4736,6	Mn 4265,9 Fe 4282,4 Mn 4035,7 Fe 4005,2	Cu 5218,2
10,0		Co 3995,3	W 4659,9 Fe 4528,6 W 4244,5 Fe 4247,4	Cr 4922,3 Fe 4920,5 Cr 4363,1 Fe 4369,8	V 6531,4 Fe 6495,0 V 6504,2 Fe 6546,2	Mo 4491,3 < Fe 4494,6	Ti 4645,2 < Fe 4667,6 Ti 4675,1 > Fe 4673,2	Ni 5080,5 Fe 5079,7	Mn 4265,9 > Fe 4282,4 Mn 4035,7 Fe 4005,2	Fe 5227,2
20,0	Al 3961,5 > Fe 4005,2	Fe 4005,2	W 4659,9 Fe 4528,6 W 4244,5 > Fe 4247,4	Cr 4922,3 Fe 4920,5 Cr 4363,1 < Fe 4315,1	V 6531,4 > Fe 6495,0 V 6504,2 Fe 6495,0	Mo 4491,3 Fe 4494,6	Ti 4645,2 Fe 4667,6 Ti 4675,1 > Fe 4673,2	Ni 4714,4 Fe 4736,6 Ni 5080,5 > Fe 5079,7	Mn 4265,9 Fe 4307,9 Mn 4035,7 Fe 4005,2	

gestellt und das Spektrum im Fernrohr sichtbar, so benötigt die Bestimmung eines Elementes für den vertrauten Beobachter nur wenige Sekunden. Der zu prüfende Werkstoff kann sofort in der vorliegenden Form untersucht werden. Für die Untersuchung an Ort und Stelle bestehen bei vorhandenem Gleichstromanschluß keine bemerkenswerten Schwierigkeiten. Die weitgehende Verwendbarkeit zur Bestimmung aller wichtigen Legierungsbestandteile, die erreichte Nachweisempfindlichkeit und die Erkennbarkeit größerer Gehaltsunterschiede, alle diese Vorzüge rechtfertigen eine größere Beachtung dieses Schnellverfahrens als analytisches Hilfsmittel.

Im Laboratorium gewinnt man bei der quantitativen Vollanalyse unbekannter Stahlmarken durch eine spektroskopische Vorprüfung schnell einen Ueberblick über die zu ermittelnden Legierungsbestandteile und erspart damit den Arbeitsgang für die chemische Bestimmung abwesender Elemente. Als Zahlenbeispiel seien einige dem Laboratoriumsbetrieb entnommene Analysen angeführt (Zahlentafel 3). Mit Ausnahme von Nickel, dessen Nachweisempfindlichkeit spektroskopisch zu gering ist, wird die chemische Bestimmung der Elemente nur bei positivem Ausfall der spektroskopischen Prüfung vorgenommen und bestätigt im allgemeinen die Ergebnisse innerhalb der nächsthöheren oder niedrigeren Gehaltsstufe. Für Probe 2, bei der es sich um einen sehr hoch legierten Chrom-Nickel-Stahl handelt, wurde zur Bestimmung des Mangangehaltes wegen Ueberlagerung der Eisenlinie 4786,8 durch eine Nickellinie 4786,5 das Linienpaar Mn 4034,5 und Fe 4021,8 zum Vergleich herangezogen. Bei hinreichender Uebung kann eine solche Vorprüfung auf sämtliche Bestandteile einer Probe bequem in 5 min vorgenommen werden.

Einen erheblichen Zeitgewinn bedingt ebenfalls die spektroskopische Untersuchung metallurgischer Versuchs-

schmelzen auf Reinheit oder Abwesenheit bestimmter Legierungsbestandteile, während die chemische Untersuchung denselben Zeit- und Arbeitsaufwand wie jede sonstige quantitative Bestimmung erfordert. Beim Temperguß soll beispielsweise das Roheisen weniger als 0,02% Cr enthalten, eine Anforderung, die sich spektroskopisch leicht überprüfen läßt.

Zahlentafel 3. Gegenüberstellung von Analyseergebnissen, erhalten durch spektroskopische Vorprüfung und chemische Bestimmung.

Probe	Bestimmungsweise	Legierungsbestandteile									
		Al %	Co %	W %	Cr %	V %	Mo %	Ti %	Ni %	Mn %	Cu %
I	spektroskopisch	—	—	—	0,10	—	—	—	—	1,00	0,10
	chemisch . . .	—	—	—	0,09	—	—	—	0,12	0,64	0,13
II	spektroskopisch	—	—	—	20,00	—	—	—	10,00	0,50	—
	chemisch . . .	—	—	—	18,50	—	—	—	9,00	0,44	0,05
III	spektroskopisch	—	—	2,00	0,50	0,10	—	—	—	0,50	0,10
	chemisch . . .	—	—	2,02	0,55	0,11	0,01	—	—	0,39	0,07
IV	spektroskopisch	—	—	—	0,20	—	—	—	—	1,00	0,10
	chemisch . . .	—	—	—	0,28	—	—	—	0,02	0,74	0,13

Durch die Möglichkeit, eine Untersuchung an einer beliebigen Stelle des Betriebes auszuführen, erübrigt sich der bei einer Vielzahl von Probestücken lästige Zeit- und Arbeitsaufwand der fortlaufenden Aufzeichnung und Zustellung. Sofern eine genaue Gehaltsangabe nicht erforderlich ist, kann die spektroskopische Prüfung angewandt werden. Solche Aufgaben sind beim getrennten Lagern von Stangen, Schrott, zur Klärung irgendwelcher Verwechslungen immer wieder gegeben. So konnte in einem unserer Walzwerke ein größerer Posten von mehr als 1000 Stahlstangen verschiedenen Chromgehaltes zuverlässig sortiert werden; die Sortierung von etwa 200 Stangen wurde hier durch einen jüngeren Laboranten bereits im Laufe eines Arbeitstages bewältigt.

Besonders geeignet erscheint das Spektroskop zur Entscheidung auf Zugehörigkeit einer Probe zur einen oder anderen bekannten Stahlmarke. Meist wird dies auf Grund der Angaben in *Zahlentafel 2* vorgenommen werden können. Besteht in einer Stahlmarke ein wesentlich verschiedenes Verhältnis zweier Legierungsbestandteile untereinander gegenüber demjenigen einer zweiten Stahlmarke, so kann dies als weiteres Unterscheidungsmerkmal dienen. Beispielsweise kann bei einer Stahlmarke A mit 20% Ni und 25% Cr und einer anderen Stahlmarke B mit 40% Ni und 10% Cr das Intensitätsverhältnis der Nickellinie : Chromlinie sich stärker ändern als  $J_{Ni} : J_{Fe}$  oder  $J_{Cr} : J_{Fe}$  in beiden Proben, da sich das Verhältnis des Nickelgehaltes zum Chromgehalt für die Proben A und B wie 1 : 5 verschiebt.

Die erheblichen Unterschiede, die beispielsweise die Zusammensetzung von korrosionsbeständigen, hitzebeständigen, Werkzeug- oder Magnetstählen aufweist, ermöglichen in der Mehrzahl der Fälle die Unterscheidung der Marken innerhalb der einzelnen Gruppen, wie dies hier verschiedentlich durchgeführt wurde.

Überblickt man die geschilderten Anwendungsgebiete, so ergibt sich, daß sich mit dem Spektroskop, ganz abgesehen von seiner Anwendung bei der Erzanalyse, der Arbeits- und Zeitaufwand für chemische Untersuchungen legierter Stähle einschränken läßt, wodurch man den analytischen Erfordernissen in bester Weise gerecht werden kann. Da das Spektroskop dem geschulten Beobachter einen unmittelbaren Einblick in die metallische Zusammensetzung ermöglicht, bedeutet es neben der Anwendung chemischer Verfahren eine willkommene Ergänzung der analytischen Hilfsmittel eines Eisenhüttenwerkes. Seine Verwendung ist beschränkt auf die nur grobe Abschätzung von Gehaltsstufen der angeführten Legierungsbestandteile, da auch bei Verfeinerung der visuellen Photometrierung die im Verfahren (Bogenerhitzung) gegebene quantitative Ungenauigkeit bestehen bleibt. Die erforderliche Einarbeitung ungeschulter Arbeitskräfte kann mit Hilfe der angeführten Zusammenstellung geeigneter Nachweislinien und Abbildungen rasch erfolgen; besonders ist sie auch bei Anwendung der mit einer

Wellenlängentrommel ausgerüsteten Spektroskope außerordentlich erleichtert. Die Aufwendung an laufenden Arbeitskosten ist nur gering, da außer Stromkosten ein sonstiger Verbrauch nicht auftritt und somit der einmalige Kostenaufwand für die Anschaffung bei einer langjährigen Anwendung durch die damit verbundene Arbeitersparnis und unabhängige Ueberwachung sich bezahlt machen muß.

Bei einer Neuanschaffung dürfte vielleicht die Frage auftreten, ob es nicht zweckmäßiger ist, diese Untersuchungen auf spektrographischem Wege vorzunehmen. Hierbei sind folgende Gesichtspunkte zu berücksichtigen. Letztere Arbeitsweise ist mit erheblicheren Anschaffungskosten, umständlicherer und schwierigerer Arbeitsweise und größerer Zeitdauer verbunden und entspricht damit nicht mehr den Voraussetzungen einer sehr einfachen Vorprüfung. Die Bedeutung der spektrographischen Arbeitsweise liegt neben der umfassenderen qualitativen Erkennung der Zusammensetzung in der Anwendbarkeit der lichtschwächeren Funken-erregung, die den Probestoff kaum beschädigt<sup>7)</sup>. Zuzufolge der neuerdings nach G. Feussner<sup>8)</sup> vorgenommenen Verbesserung der Entladungsbedingungen und der Ionisierung der Funkenstrecke durch Belichtung<sup>9)</sup> sind in quantitativer Richtung erhebliche Fortschritte erzielt worden, die häufig auch nach den hier vorliegenden Erfahrungen eine gleichzeitige Auswertung mehrerer Legierungsbestandteile (z. B. Silizium, Mangan, Chrom, Nickel, Molybdän) mit  $\pm 10\%$  ermöglichen. Das Verfahren bedarf jedoch für die Untersuchung der verschiedenen Stahlmarken noch einer eingehenden weiteren Nachprüfung zur genauen Festlegung der Arbeitsbedingungen. Im Hinblick auf diese Besonderheiten der spektralanalytischen Arbeitsweisen wird sowohl das Spektroskop als auch ein Ultraviolett-Spektrograph einen wichtigen Bestandteil der analytischen Hilfsmittel darstellen.

Zum Schluß seien noch die an ein Stahlspektroskop als Gerät zu stellenden Anforderungen besprochen.

Die mitgeteilten Versuchsergebnisse wurden mit einem Modell der Firma Heele (Herstellungsjahr 1890) erhalten, dessen Bau noch der alten Ausführung des Spektroskops von Kirchhoff und Bunsen entspricht. Die beiden Flintprismen mit einem Winkel von 60°, 38 mm Höhe und 52 mm Seitenlänge stehen fest, während das Fernrohr in waagerechter Richtung geschwenkt werden kann<sup>10)</sup>. Zur Kennzeichnung und Einstellung auf eine bestimmte Spektrallinie diente ein zwischen Okular und Fernrohr objektiv angebrachtes Fadenzkreuz (Spalt unsymmetrisch, Oeffnung des Spalt- und Beobachtungsfernrohrs 26 mm, Brennweite 234 mm, Vergrößerung achtfach, Fokussierung durch Zahn und Trieb, Dreifuß-

<sup>7)</sup> P. Klinger, O. Schließmann und K. Zänker: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 487/94 (Chem.-Aussch. 92).

<sup>8)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 551/57 (Chem.-Aussch. 93).

<sup>9)</sup> Mitteilungen von E. Ramb.

<sup>10)</sup> Spektroskope ähnlicher Bauart siehe u. a. Prospekt der Firma C. A. Steinheil Söhne, München.

stativ in der Höhe veränderlich). Das Skalenrohr enthält eine in Abständen von 50 Ångström-Einheiten (A.-E.) geteilte Wellenlängenskala und konnte daher für einen Ueberblick im Stahlspektrum nicht gebraucht werden. Wie bereits erwähnt, diente hier als Vergleichsskala ein zweiter Eisenbogen, der durch ein am Spalt angebrachtes kleines Reflexionsprisma gleichzeitig mit dem Bogenlicht der Probe abgebildet wurde.

Die neuzeitlichen Spektroskope enthalten Abbesche Prismen mit gleichbleibender Ablenkung<sup>11)</sup>. Das Skalenrohr fällt weg, die Prismen sind drehbar angeordnet, und das Fernrohr ist festarmig. Abb. 15 zeigt eine solche neuere Ausführung. Bei dem vorliegenden Zwei-Prismen-Spektroskop sind Kollimator- und Beobachtungsfernrohr parallel gerichtet; die Wellenlängentrommel dient zur Drehung der Prismen und Einstellung auf ein bestimmtes Spektralgebiet. Die visuelle Photometrierung, nach dem Vorschlag von Scheibe, erfordert die an Spalt und Okular angebrachten Zubehörteile. Mit

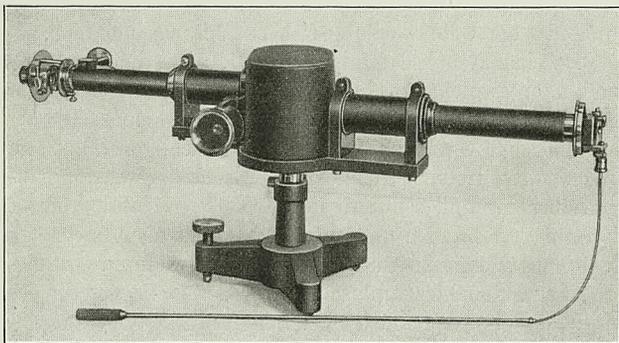


Abbildung 15. Zwei-Prismen-Spektroskop mit Wellenlängentrommel, ausgerüstet mit Photometerfernrohr nach Scheibe.

Hilfe zweier Nikols und einer Wollastonplatte wird das Spektrum in zwei Teile getrennt; durch Drehung kann ein beliebiges Schwärzungsverhältnis zweier Linien eingestellt werden. Die Wellenlängentrommel umfaßt das Gebiet von 3900 bis 7500 A.-E.; die Strichabstände entsprechen 10 A.-E.<sup>12)</sup>

Für den Betrieb besteht die wichtige Forderung, daß das Spektroskop standfest gebaut ist, eine sehr einfache Handhabung ermöglicht und durch die hier häufig unvermeidlichen Staubmengen in seiner Anwendbarkeit nicht beeinträchtigt wird. Auf diese Notwendigkeit hat die Firma A. Hilger bei dem Bau ihres Stahlspektroskops besonders Rücksicht genommen. Es ist dies ein festarmiges Spektroskop, auf Einstellvorrichtungen ist dabei verzichtet, empfindliche Teile sind geschützt, z. B. der Spalt durch eine gläserne Schutzplatte. Durch je ein feststehendes besonderes Okular kann einerseits Chrom, andererseits ein zum Nachweis von Nickel geeigneter Spektralabschnitt beobachtet werden. Mit Hilfe der Nickellinie 5080,5 ist noch ein Nachweis von 1% Ni im Stahl möglich. Nach einem Bericht der Firma Vickers sind mehrere dieser Modelle unter guter Bewahrung in ihrem Betrieb verwendet worden. Aus Gründen der einfachen Handhabung und raschen Erlernung sind nur die Spektralgebiete von 4250 bis 4290 und 4970 bis 5170 der Beobachtung zugänglich, womit allerdings der Nachweis auf bestimmte Legierungsbestandteile beschränkt ist.

<sup>11)</sup> Siehe F. Löwe: Technische Fortschrittsberichte, Bd. VI, 2. Aufl., Optische Messungen des Chemikers und des Mediziners.

<sup>12)</sup> Entnommen dem Prospekt der Firma Fuess, Berlin-Steglitz.

Die Anforderungen der Stahlanalyse können, soweit aus den bisherigen Versuchsergebnissen zu entnehmen ist, durch Ein-Prismen-Spektroskope nicht erfüllt werden. Sowohl der Nickel- als auch der Kupfernachweis erfordert eine deutliche Trennung von 0,6 A.-E. im grünen Wellenlängenbereich, eine Auflösung, die zum mindesten zwei Prismen erfordert, wie dies auch für die qualitative Erzprüfung eine wichtige Forderung darstellt. Zur Erleichterung der Erkennung eng benachbarter Linien ist neben der Anwendung einer mittleren Okularvergrößerung (rd. achtfach) mit größerem Gesichtsfeld die Anwendung einer stärkeren Okularvergrößerung (etwa fünfzehnfach) von Vorteil.

Größte Lichtstärke ist für die vorliegende Nutzenanwendung aus verschiedenen Gründen von Vorteil. Die beschränkte Nachweisempfindlichkeit des Nickels oder des Siliziums stellt hierfür große Anforderungen. Für die Beobachtung des violetten Gebiets bis 3800 A.-E. ist gute Sichtbarkeit erwünscht; gerade dieser Spektralbereich ist ja zur Beobachtung der Elemente Silizium, Aluminium, Kobalt, Wolfram, Mangan und Niob besonders geeignet. Da bei der erforderlichen Zerstreuung bestimmte Grenzen der erreichbaren Lichtstärke nicht überschritten werden können, bleibt zur Steigerung der Lichtstärke noch die Anwendung eines Lichtbogens mit größerer Stromstärke. Gegen die hierbei auftretenden Begleiterscheinungen, wie sie von den mit Stromstärken über 500 A vorgenommenen Elektroschweißungen her bekannt sind, muß das Spektroskop bestmöglichen Schutz besitzen. So kommen beispielsweise Gitterspektroskope für diese Aufgaben kaum in Frage, da sie nur über eine geringere Lichtstärke verfügen und ihre Zerstreuung im violetten Gebiet am geringsten ist, während Prismenspektroskope mit möglichst großem Prismen- und Linsendurchmesser dieser Forderung besser gerecht werden können. Als außerordentlich wichtige zusätzliche Ausrüstung sind gute Wellenlängentabellen des Eisenbogens vom sichtbaren Gebiet zu nennen, die auch in dem photographisch schlecht wiedergegebenen Spektralbereich das Eisenspektrum mit dem Linienreichtum wiedergeben, wie es bei der visuellen Beobachtung auftritt.

Zum Schluß sei es dem Verfasser gestattet, Herrn Chefchemiker Dr. Paul Klinger für die Ermöglichung dieser Versuche seinen Dank auszusprechen.

#### Zusammenfassung.

Die augenblickliche Erkennung der Zusammensetzung von legierten Stahlproben durch Anwendung eines Zwei-Prismen-Spektroskops unter Erhitzung der Proben im Lichtbogen wird für die Legierungsbestandteile Aluminium, Kobalt, Wolfram, Niob, Chrom, Vanadin, Molybdän, Titan, Nickel, Mangan, Kupfer und Silizium in qualitativer und quantitativer Richtung nachgeprüft. Für die betriebsmäßige Anwendung im Laboratorium werden Abbildungen der geeigneten Nachweislinien, weiterhin Zusammenstellungen der zur qualitativen und quantitativen Bestimmung sich eignenden Linien oder Linienpaare von Eisen und Legierungsbestandteilen wiedergegeben. Die im Eisenhüttenlaboratorium bestehenden Anwendungsgebiete (Vorprüfung, Prüfung auf Verunreinigungen, Unterscheidung von Stahlmarken) werden erörtert und die sich ergebenden Anforderungen an ein geeignetes Stahlspektroskop besprochen.

## Einfluß des Ziehgrades sowie des Anlassens auf die Eigenspannungen in Stahldrähten.

Von Hans Bühler und Wilhelm Püngel in Dortmund.

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

Bericht Nr. 279 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

(Untersuchungen an gegliihten und patentierten Drähten von 4 mm Fertigdiameter aus Stahl mit 0,54 und 0,84 % C. Einfluß des Ziehgrades sowie der Anlastemperatur und -dauer auf Eigenspannungen, Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Einschnürung.)

Ueber die Spannungen in kaltgezogenen Drähten sind bisher nur wenig Messungen durchgeführt worden, was offenbar zum Teil auf deren Schwierigkeit zurückzuführen ist. Die Prüfung nach dem Ausbohrverfahren von G. Sachs<sup>1)</sup> läßt sich nach den Erfahrungen des Forschungsinstituts der Vereinigten Stahlwerke nur bei Stabdicken von 20 mm an aufwärts mit befriedigender Genauigkeit durchführen, das Abdrehverfahren nach E. Heyn<sup>2)</sup> ist bei dünnen Stangen oder Drähten — Durchmesser unter etwa 8 mm — auch nicht anwendbar. Von W. Linius und G. Sachs<sup>3)</sup> wurde ein Prüfverfahren für Drähte entwickelt,

Querschnittsabnahme fallen sie jedoch bis zu Ziehgraden von etwa 55 bis 65 % ab, bei denen nur noch geringe Spannungen gemessen wurden. Es handelt sich hier durchweg um Zugspannungen in den Randzonen der Drähte, wobei im Kern also Druckspannungen vorhanden sind. Eine Erklärung für die Entstehung dieser Spannungsverteilung, die auch beim gewöhnlichen Stangenziehen entsteht, gaben H. Bühler und H. Buchholtz<sup>4)</sup>. Grundsätzlich ist danach zu sagen, daß beim Ziehen außer den Randzonen auch der Kern verformt wird, und daß nach Verlassen der Düse die Rückfederungsdehnung des Kernes größer ist als die des Randes. Hieraus ergibt sich dann der Eigenspannungszustand mit Druckspannungen im Kern und Zugspannungen am Rande. Diese Verteilung bildet bei Drähten und auch bei kaltgezogenen Stangen die Regel. Wie Bühler und Buchholtz feststellten, ist diese Verteilung in gezogenen Stangen nicht allein möglich. Wird z. B. beim Ziehen nur die Oberfläche verformt, so bleibt ein Spannungszustand mit Zugspannungen im Kern und Druckspannungen in den Randzonen zurück. E. Siebel<sup>5)</sup> wies schon darauf hin, daß diese Verteilung theoretisch auch beim Drahtziehen möglich ist. Wird beim Ziehen dünner Stangen oder Drähte der Kern stärker gereckt als die Randteile, so können hierbei die Längskräfte beim Ziehen größer werden als im Rande, und darüber hinaus können die Längskräfte auch die tangentialen und radialen Druckkräfte in der Zieh Düse übersteigen. Nach dem Verlassen der Düse liegen unter diesen Bedingungen im Kern Zugspannungen, in den Randzonen Druckspannungen vor. Der Uebergang von der an sich üblichen Spannungsverteilung mit Druckspannungen im Kern und Zugspannungen im Rande zu einer solchen mit Druckspannungen im Rande bei höchster Querschnittsverminderung dürfte mit wachsendem Ziehgrad allmählich erfolgen. Ein Hinweis auf diese Spannungsverteilung bei solchen Ziehgraden findet sich schon bei den Untersuchungen von Linius und Sachs; der Anstieg (Abb. 1) bis zu einer Querschnittsabnahme von etwa 20 % und der darauf erfolgende Abfall bei weiterer Querschnittsverminderung deuten auf diese Verhältnisse hin. Obwohl der weitere Einfluß einer noch höheren Querschnittsverminderung bisher noch nicht untersucht wurde, so kann doch angenommen werden, daß bei den erwähnten Versuchen mit einem Ziehgrad von 55 bis 65 % ein Umkehrpunkt der Ziehspannungen erreicht war; nach noch stärkerer Querschnittsabnahme wären wahrscheinlich Zugspannungen im Kern und Druckspannungen im Rande ermittelt worden.

Da bei großen Querschnittsverminderungen im Gegensatz zu mittleren Querschnittsabnahmen auch Innenrisse be-

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 427/30 (Werkstoffaussch. 253).

<sup>5)</sup> Die Formgebung im bildsamen Zustande (Düsseldorf: Verlag Stahl Eisen m. b. H. 1932).

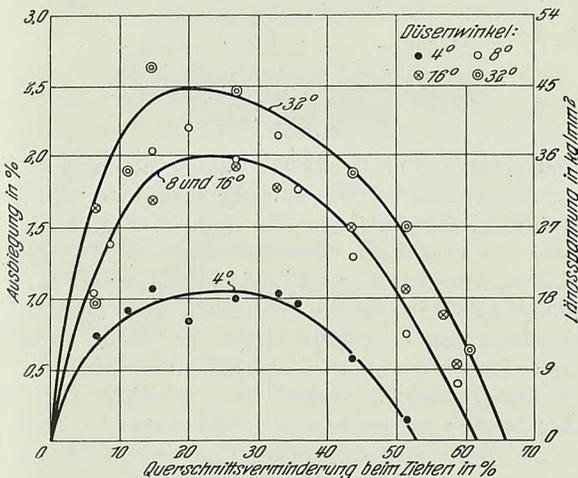


Abbildung 1. Ausbiegungen und daraus errechnete Ziehspannungen der Länge nach aufgeschnittener Messingdrähte, verschieden stark und mit Düsen verschiedener Wandneigung gezogen. (Nach W. Linius und G. Sachs.)

bei dem die Proben in einer besonderen Spannvorrichtung bis zur Hälfte abgehobelt werden; dann wird die Ausbiegung aus der ursprünglichen Lage festgestellt und hieraus nach einer zu diesem Zweck aufgestellten Formel die ursprüngliche Randspannung des Drahtes ermittelt. Da bei der Aufstellung des Verfahrens zur Berechnung der Randspannungen aber Annahmen gemacht werden, die nicht immer zutreffen, so werden bei diesem Vorgehen nicht immer genaue Spannungswerte erhalten.

Linius und Sachs untersuchten auf diese Weise den Einfluß der Querschnittsverminderung und des Zieh Düsenwinkels auf die Restspannungen am Rande in Messingdrähten (Abb. 1). Danach steigen die Spannungen bis zu einer Abnahme von 20 % stark an, mit weiter steigender

<sup>1)</sup> Z. Metallkde. 49 (1927) S. 352/57.

<sup>2)</sup> Stahl u. Eisen 37 (1917) S. 442/48, 474/79 u. 497/500.

<sup>3)</sup> Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft XVI (1932) S. 38.

obachtet werden, diese aber nur durch einen Spannungszustand mit Zugspannungen im Kern verursacht werden, so sollte durch die im folgenden geschilderten Untersuchungen zunächst das Vorhandensein eines Spannungszustandes mit Zugspannungen im Kern und Druckspannungen im Rande bei höheren Ziehgraden versuchsmäßig nachgewiesen werden. Die Messungen wurden nach dem von Linicus und Sachs<sup>3)</sup> angegebenen Verfahren ausgeführt.

Zu den Untersuchungen wurden zwei Stähle der in *Zahlentafel 1* angegebenen Zusammensetzung benutzt. Der *Zahlentafel 1*. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle.

Stahl	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Cr %
W 5	0,54	0,17	0,64	0,036	0,034	0,14	0,03
W 8	0,84	0,21	0,74	0,038	0,029	0,12	0,04

zum Ziehen vorbereitete Draht beider Werkstoffe lag im geglühten und patentierten Zustand vor. Da als Fertigdurchmesser für alle Ziehgrade 4,0 mm gewählt wurde, um für die Spannungsmessungen vergleichbare Werte zu erhalten, ging man beim Ziehen von folgenden Drähten aus:

Durchmesser des patentierten oder geglühten Drahtes mm	Querschnittsverminderung %	Durchmesser des patentierten oder geglühten Drahtes mm	Querschnittsverminderung %
4,47 bis 4,50	20	6,30 bis 6,35	60
4,78 „ 4,80	30	7,30 „ 7,50	70
5,16 „ 5,20	40	8,90 „ 9,00	80
5,65 „ 5,70	50		

Die durch das Ziehen eingetretenen Änderungen der Festigkeitseigenschaften sind in *Abb. 2* wiedergegeben. Streckgrenze und Zugfestigkeit steigen, wie zu erwarten, fast linear mit Kaltreckgrad an, wobei naturgemäß die patentierten Drähte höhere Werte als die geglühten erreichen. Die Ergebnisse lassen deutlich erkennen, daß — namentlich bei hohen Kaltreckgraden — die Dehnung der geglühten Drähte stärker abnimmt als bei den im Ausgangszustand patentierten Drähten. Die Einschnürung ändert sich in der gleichen Weise, wie sie bereits

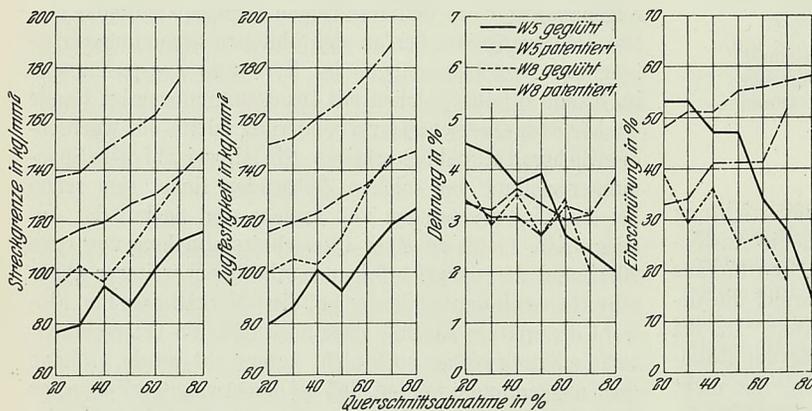


Abbildung 2. Einfluß der Querschnittsabnahme beim Kaltziehen auf die Festigkeitseigenschaften der geprüften Drähte.

von W. Köster und H. Tiemann<sup>6)</sup> beobachtet worden ist. Bei den vor dem Ziehen geglühten Drähten tritt mit steigendem Kaltreckgrad ein Abfall ein, während die vor dem Ziehen patentierten Drähte mit steigendem Kaltreckgrad einen Anstieg der Einschnürung aufweisen.

Zur Spannungsmessung wurden je drei Einzelproben von 100 mm Meßlänge benutzt. Die Einzelergebnisse stimmten, wie dieses auch bei den Untersuchungen von Linicus und

Sachs der Fall war, gut überein, so daß hier nur die Mittelwerte angegeben werden.

Die Abhängigkeit der Randspannungen von der Querschnittsverminderung ist für die Drähte W 5 aus *Abb. 3* zu ersehen. Mit steigendem Ziehgrad steigen die Spannungen — Zugspannungen am Rande — bis zu einem Höhepunkt der Querschnittsverminderung von etwa 70 % an und kehren sich bereits bei der Abnahme von 80 % in

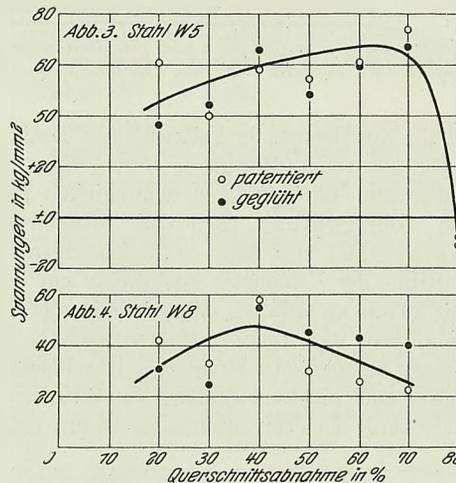


Abbildung 3 und 4. Größe der Längsspannungen in den Randfasern in Abhängigkeit von der Querschnittsverminderung beim Ziehen.

Druckspannungen im Rande um. Die Vermutung über die Spannungsumkehr bei höheren Ziehgraden findet also ihre Bestätigung. Die Messungen am Stahl W 8 gibt *Abb. 4* wieder. Auch bei diesem Werkstoff stiegen die Spannungen von 20 % Abnahme langsam zu einem Höchstwert an, der hier etwa bei 40 % Querschnittsabnahme liegt. Dann fielen die Spannungen — Zugspannungen im Rande — nach höheren Ziehgraden bis 70 % allmählich ab. Leider war es betriebstechnisch nicht möglich, diese Drahtart auch mit einem höheren Ziehgrad als 70 % herzustellen, so daß die Spannungsumkehr an diesem Werkstoff nicht erhalten wurde.

Die Vorbehandlung (ob Glühung oder Patentierung) ist offenbar von geringem Einfluß auf die Höhe der Restspannungen. Auffallend ist aber die Verlagerung des Höchstwertes bei den beiden Werkstoffarten. Eine eindeutige Gesetzmäßigkeit läßt sich naturgemäß nur nach eingehender Untersuchung mehrerer Werkstoffe aufstellen. Das gleiche gilt von der Abhängigkeit der Spannungshöhe von der Werkstoffart. Die beiden hier untersuchten Werkstoffe sind auch in diesem Falle nicht zu vergleichen, da beim Ziehen für jeden Werkstoff eine anders geformte Düse benutzt wurde, die Ziehösenform aber für die Spannungen beim Drahtziehen nach den Untersuchungen von Linicus und Sachs von ausschlaggebender Bedeutung ist (vgl. *Abb. 1*).

Bekanntlich ist es nach früheren Untersuchungen möglich, durch ein kurzes Anlassen — im allgemeinen nur bis 3 min — bei Temperaturen zwischen 350° und A<sub>c1</sub> eine nennenswerte Verbesserung der Dehnung bei Beibehaltung der durch die Kaltverformung erzielten hohen Zugfestigkeit zu erreichen<sup>7)</sup>. Ueber den Einfluß dieses

<sup>6)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 579/86.

<sup>7)</sup> DRP. Nr. 566 660 (1926).

Anlassens auf die Restspannungen in Drähten ist bislang noch nichts bekannt geworden. Zu solchen Versuchen wurden patentierte Drähte aller vorhandenen Ziehgrade von 20 bis 80 % des Stahles W 5 genommen. Als Anlaßtemperatur wurden 250, 350, 450 und 550°, als Anlaßdauer 5 s, 20 s, 1½ min, 5 min und bei 250° auch 1 h gewählt; nach dem Anlassen kühlten die Proben in ruhender Luft ab.

In Abb. 5 ist die Veränderung der Festigkeitseigenschaften durch das Anlassen dargestellt. Zur vereinfachten Darstellung wurden nur die Werte der 20 s und 5 min angelassenen Proben wiedergegeben; bei den übrigen Anlaßzeiten wurden die Kurven nur wenig verlagert. Bei 250° Anlaßtemperatur tritt die bekannte Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit ein. Bereits bei 350° Anlaßtemperatur nehmen beide Eigenschaften wieder ab, liegen aber — vor allem die Zugfestigkeit — nur unwesentlich unter dem hartgezogenen Ausgangszustand. Bei einer Anlaßtemperatur von 550° weisen selbst bei 5 min Anlaßzeit die Werte für die Streckgrenze noch 70 bis 80 %, für die Zugfestigkeit 80 bis 90 % der Ausgangsfestigkeit auf. Dagegen steigt in Übereinstimmung mit den bereits früher an dünnen Drähten durchgeführten Untersuchungen bei 350° Anlaßtemperatur die Dehnung auf etwa das Doppelte und bei 550° Anlaßtemperatur bis auf das Dreifache des Ausgangswertes. Für die 4,0 mm dicken Drähte findet also durch das Anlassen bei höheren Temperaturen die gleiche Voreilung der Dehnung wie bei dünnen Drähten statt. Bemerkenswert ist noch der Verlauf der Änderung der Einschnürung. In allen Fällen tritt durch das Anlassen bei 250° ein Absinken ein, das offenbar um so stärker ist, je schwächer der beim Ziehen angewendete Reckgrad ist. Während aber bei den mit hohem Reckgrad gezogenen Drähten bei Steigerung der Anlaßtemperatur ein weiteres Absinken eintritt, bleibt bei mittleren Reckgraden die Einschnürung bei allen Anlaßzeiten und Temperaturen unbeeinflusst; bei schwachem Reckgrad nimmt die Einschnürung wieder zu, und bei der hohen Anlaßtemperatur von 550° übersteigt sie sogar die Einschnürung des mit hohem Reckgrad gezogenen und angelassenen Drahtes.

Die Abhängigkeit der Eigenspannungen bei verschiedenen Reckgraden von der Anlaßtemperatur ist für verschiedene Anlaßzeiten in Abb. 6 dargestellt. Bei einer Anlaßdauer von 5 s bei 250° ist bei den meisten Drähten noch keine nennenswerte Entspannung erzielt. Durch Anlassen bei 350° tritt jedoch bei dieser kurzen Anlaßzeit schon eine merkbare Verminderung der Ziehspannung ein, die in ungünstigstem Falle 12 % und im günstigsten 83 % beträgt. Bei dem Anlassen bei 450° für 5 s wird eine Verminderung von etwa 70 bis 90 % erzielt, eine Ab-

nahme, die durch eine Glühung bei 550° nicht nennenswert übertroffen wird. Diese Beobachtung wird auch durch die Ergebnisse bei längeren Anlaßzeiten bestätigt. Die bei den höheren Anlaßtemperaturen und bei den Ziehgraden von 20

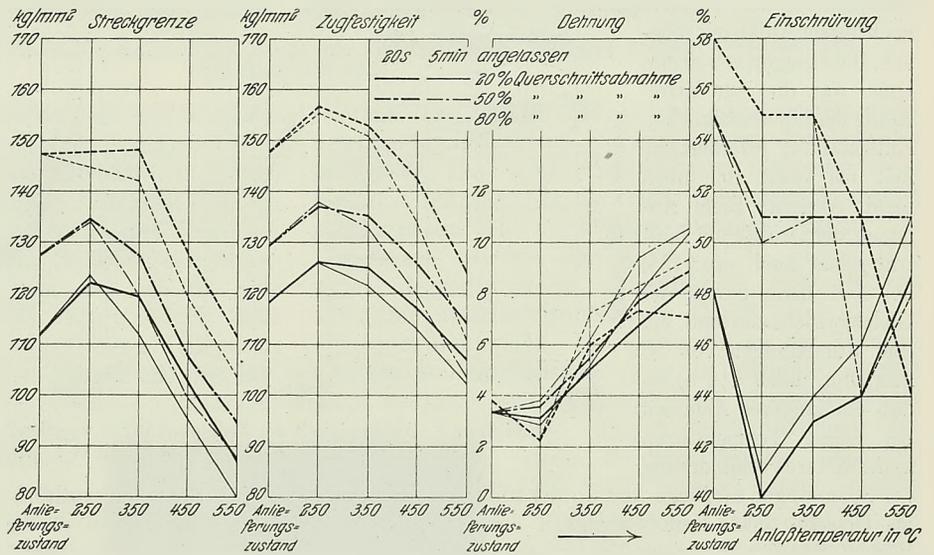


Abbildung 5. Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Festigkeitseigenschaften des kaltgezogenen Drahtes W 5, patentiert, bei verschiedenen Ziehgraden und Anlaßzeiten.

bis 70 % im Rande auftretenden Druckspannungen sind wohl Wärmespannungen, die nach dem eigentlichen Anlassen durch die Luftabkühlung entstanden sind. Bei einer Anlaßdauer von 20 s lassen sich bereits bei 350° Anlaßtemperatur Spannungsvermindernungen von 40 bis 100 % erzielen, während durch ein Anlassen bei 450 bis 550° allgemein eine völlige Entspannung erreicht wird. Ähnlich wie für eine Anlaßdauer von 20 s liegen auch die Verhältnisse bei Anlaßzeiten von 1½ und 5 min. Eine eindeutige Abhängigkeit des Entspannungsvorganges von dem Ziehgrad läßt sich aus den Kurven nicht entnehmen, jedoch scheint — mit einigen Ausnahmen — die Abhängigkeit der Restspannungen von der Höhe der Ausgangsspannung, wie von H. Bühler und H. Buchholtz<sup>8)</sup> für Anlaßtemperaturen zwischen 300 und

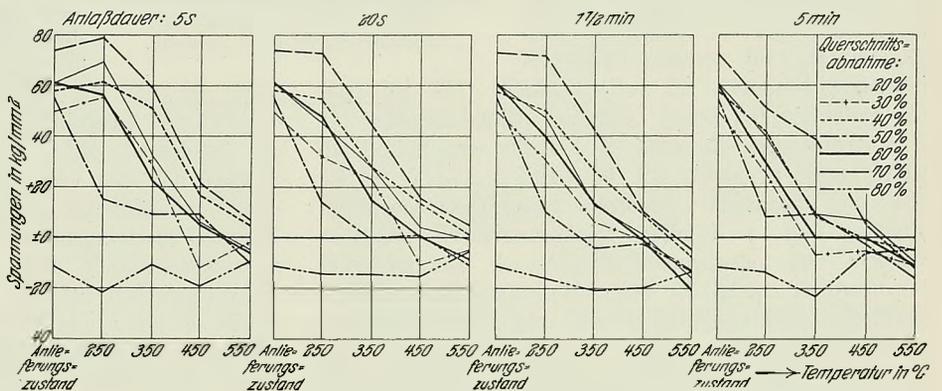


Abbildung 6. Abhängigkeit der Ziehspannungen von der Anlaßtemperatur bei verschiedenen Anlaßzeiten (Stahl W 5, patentiert).

450° nachgewiesen wird, durch diese Versuche bestätigt zu werden. Nach den früheren Untersuchungen bleiben bei den üblichen Anlaßzeiten bei hohen Ausgangsspannungen nach dem Anlassen immer höhere Spannungen zurück als beim Vorliegen geringer Ausgangsspannungen.

Die Abhängigkeit der Ziehspannungen bei verschiedenen Ziehgraden und Anlaßtemperaturen von der

<sup>8)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 117/19 (Werkstoffaussch. 278).

Anlaßdauer ist aus Abb. 7 zu ersehen. In Uebereinstimmung mit früheren Untersuchungen<sup>9)</sup> über den Einfluß der Anlaßdauer auf die Spannungen in wärmebehandelten Vollzylindern von über 50 mm Dmr. ist eine weitgehende Entspannung bei Anlaßtemperaturen von 250 und 350° selbst nach kurzer Anlaßzeit möglich. Bei Stangen von 50 mm Dmr. war die zur Erreichung der höchstmöglichen Entspannung erforderliche Zeit bei etwa 10 h noch nicht erreicht. Beim Anlassen der Drähte auf 550° trat schon nach etwa 5 s, bei 450° nach 5 min der Gleichgewichtszustand ein (bei Rundstangen von 50 mm Dmr. nach 1½ h), so daß ein längeres Anlassen bei diesen Temperaturen keine weitere Verminderung der Spannungen zur Folge hat. In der früheren Arbeit wurde als Ursache dieser Zeitabhängigkeit der verschiedenartige Verlauf der Zeit-Dehnungs-Kurven bei den entsprechenden Temperaturen angegeben. Wenn auch zur völligen Entspannung bei kurzen Anlaßzeiten Temperaturen von 500 bis 550° notwendig sind, so läßt sich doch durch ein 5 s langes Anlassen bei 450° oder ein 1½ min langes Anlassen bei 350° auch schon eine weitgehende Verminderung der Ziehspannungen — um etwa 70 bzw. 55 % — erzielen, die den Betriebserfordernissen weitgehend gerecht wird.

**Zusammenfassung.**

Nach Untersuchungen, die an Stahlröhren mit 0,54 und 0,84 % C nach dem Verfahren von W. Linicus und G. Sachs ausgeführt wurden, entstehen bei den üblichen Ziehgraden im Kern der Drähte Druck- und im Rande Zug-

spannungen. Die Spannungen steigen offenbar mit wachsender Querschnittsabnahme von 20 % bis zu einem von der Werkstoffart und den Ziehbedingungen abhängigen Höchstwert an und nehmen mit steigendem Ziehgrad ab, kehren dann bei höheren Querschnittsverminderungen in

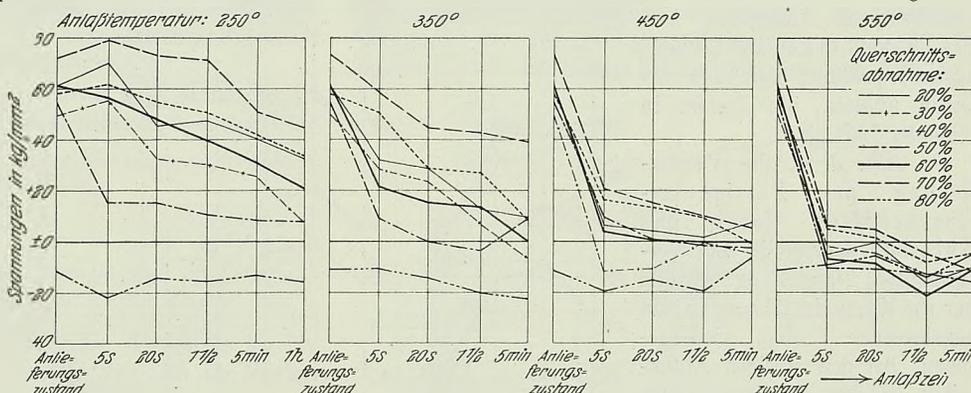


Abbildung 7. Abhängigkeit der Ziehspannungen von der Anlaßdauer bei verschiedenen Anlaßtemperaturen (Stahl W 5, patentiert).

einen Spannungszustand mit Zugspannungen im Kern und Druckspannungen im Rande um. Die Vorbehandlung — Glühen oder Patentieren — ist ohne nennenswerten Einfluß auf die Restspannungen. Ob die Entspannung beim Anlassen vom Ziehgrad abhängt, läßt sich auf Grund der vorliegenden Ergebnisse nicht eindeutig feststellen. Dagegen besteht eine solche Abhängigkeit von der Ausgangsspannung vor dem Anlassen bei Temperaturen um 250 bis 450°; bei den gebräuchlichen Anlaßzeiten bleiben bei hohen Ausgangsspannungen nach dem Anlassen immer höhere Spannungen zurück als beim Vorhandensein geringer Ausgangsspannungen. Ein Anlassen bei 250° führt erst nach Anlaßzeiten über 5 min hinaus zu einer nennenswerten Verminderung der Ziehspannungen. Durch ein 1½ min langes Anlassen bei 350° lassen sich die Spannungen um etwa 55 %, durch ein 5 s langes Anlassen bei 450° um etwa 70 % vermindern; zu einer fast völligen Beseitigung führt schon ein 5 s dauerndes Anlassen bei 550°.

<sup>9)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 247/34 (Werkstoffaussch. 195).

## Das System Eisen-Nickel-Molybdän.

Von Werner Köster in Krefeld.

[Mitteilung aus der Forschungsstelle der Deutschen Edelstahlwerke, A.-G., Krefeld.]

(Aufstellung des Teilsystems Fe-Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>-MoNi-Ni auf Grund von dilatometrischen, magnetometrischen, Härtings- und Gefügeuntersuchungen.)

Das System Eisen-Nickel-Molybdän reiht sich in seinem Aufbau den früher untersuchten Systemen Eisen-Kobalt-Wolfram<sup>1)</sup> und Eisen-Kobalt-Molybdän<sup>2)</sup> an. Dieser wird wesentlich bestimmt durch den Umstand, daß die beiden Verbindungen Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub> und MoNi eine lückenlose Reihe von Mischkristallen bilden. In dem Teilsystem Eisen-Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>-MoNi-Nickel, auf das sich die vorliegende Untersuchung beschränkt, treten deshalb keine neuen Phasen auf. Das Raummodell dieses Teilsystems besteht dementsprechend im festen Zustand aus drei Einphasenräumen, und zwar denen der  $\alpha$ -,  $\gamma$ - und  $\vartheta$ -Phase (mit  $\vartheta$  werden die Mischkristalle der beiden intermetallischen Verbindungen bezeichnet), aus drei Zweiphasenräumen, nämlich denen der  $\alpha$ - und  $\vartheta$ -,  $\gamma$ - und  $\vartheta$ - sowie  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Mischkristalle, und einem Dreiphasenraum, in dem  $\alpha$ -,  $\gamma$ - und  $\vartheta$ -Mischkristalle nebeneinander bestehen. Eine weitere Folge der Mischkristallbildung zwischen den beiden Verbindungen ist, daß die Schmelzgleichgewichte der drei Zweistoffsysteme in einer Uebergangsvierphasenebene enden. Das Raummodell des Systems Eisen-Nickel-Molybdän ist in Abb. 1 dargestellt, während Abb. 2 die Projektion der Gleichgewichtskurven auf die Konzentrations-ebene und ihre isotherme Aufteilung bei Raumtemperatur enthält.

Die Zustandsschaubilder der drei Randsysteme sind aus diesen Abbildungen zu entnehmen. Im Zustandsschaubild Nickel-Molybdän<sup>3)</sup> reagiert das zuerst ausgeschiedene Molybdän mit einer Schmelze mit ungefähr 53 % Ni unter Bildung der Verbindung MoNi mit 62 % Ni. Diese Verbindung bildet mit einem  $\gamma$ -Mischkristall von 32 % Ni eine eutektische Legierungsreihe. Die Löslichkeit des Nickels für die Verbindung MoNi geht nach den Angaben von W. Köster und W. Schmidt<sup>4)</sup> mit sinkender Temperatur auf rd. 22 % Mo zurück. Der magnetische Umwandelungspunkt des Nickels wird durch Molybdänzusatz erniedrigt und erreicht bei etwa 9 % Mo Raumtemperatur.

Die Fläche der primären Ausscheidung von Molybdän und von der im System Eisen-Molybdän noch zu berücksichtigenden, aber hier nicht weiter beachteten Verbindung FeMo wird durch die Kurve U<sub>1</sub>U<sub>2</sub> begrenzt. Die Legierungen, die molybdänreicher sind, als dem Konzentrationsverlauf dieser Kurve entspricht, zeigten primär ausgeschiedenes Molybdän, das beim Glühen bei 1300° ver-

schwand, ein Zeichen, daß an den Gleichgewichten des untersuchten Teilsystems nur seine eigenen Komponenten teilnehmen. Der Verlauf der eutektischen Schmelzkurve ist recht gut festgelegt, da die beiden Schmelzen 35 und 49 zufälligerweise rein eutektisches Aussehen hatten. Die Legierungen zwischen den Kurven U<sub>1</sub>U<sub>2</sub> und E<sub>1</sub>S E<sub>2</sub> waren dementsprechend übereutektisch, während die Schmelzen zwischen den Kurven E<sub>1</sub>S E<sub>2</sub> und  $\alpha_1$   $\alpha$   $\gamma$   $\gamma_2$  untereutektisch waren. Die Kurve der an der Schmelze gesättigten  $\gamma$ -Mischkristalle ( $\gamma$   $\gamma_2$ ) ist ebenfalls ziemlich genau bestimmt, weil die Schmelzen 24, 27 und 33 nur geringe Mengen des Eutektikums aufwiesen, die durch längeres Glühen bei 1300° nicht beseitigt werden konnten.

Die Lage der Zustandsräume im festen Zustand ist wesentlich durch die Untersuchung des Verhaltens der Legierungen bei einer Ausscheidungshärtung ermöglichenden Wärmebehandlung geklärt worden<sup>5)</sup>. Zur Ausscheidungshärtung befähigt sind die Legierungen, deren Molybdängehalt den der Kurve m <sub>$\alpha_1$</sub>  m <sub>$\alpha$</sub>  m <sub>$\gamma_2$</sub>  übersteigt, die die Sättigungsgrenze der  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Mischkristalle an der  $\vartheta$ -Phase bei Raumtemperatur angibt. In dem hinter ihr, zur Molybdänecke zu liegenden heterogenen Gebiet wird die Grenze zwischen den  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Legierungen durch das Dreieck m <sub>$\alpha$</sub>  m <sub>$\gamma$</sub>  m <sub>$\vartheta$</sub>  bezeichnet. Die zur Eisen-Molybdän-Seite hin liegenden Legierungen (Gebiet m <sub>$\alpha_1$</sub>  m <sub>$\alpha$</sub>  m <sub>$\vartheta$</sub>  m <sub>$\vartheta_1$</sub> ) sind die  $\alpha$ -Legierungen. Sie zeigen nach dem Abschrecken von 1300° und darauf folgendem Anlassen einen Härtehöchst-

wert bei 700°, soweit sie bei der Abschrecktemperatur aus  $\alpha$ -Mischkristallen bestehen. Dieser Art verhielten sich die Legierungen mit 4 % Ni sowie die Legierungen 8, 9, 14 und 15 mit 8 und 10 % Ni. Die anderen in diesem Gebiet liegenden Legierungen bestehen, abgesehen von dem schmalen Zweiphasengebiet zwischen  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Mischkristallen bei der Abschrecktemperatur, aus  $\gamma$ -Mischkristallen und wandeln sich erst bei tieferen Temperaturen in  $\alpha$ -Mischkristalle um. Wie bei den Eisen-Kobalt-Wolfram-Legierungen gezeigt werden konnte<sup>1)</sup>, tritt in diesem Falle die Ausscheidungshärtung beschleunigt ein. Der Härtehöchstwert dieser Legierungen lag entsprechend den früheren Erfahrungen um etwa 100° tiefer als der der umwandlungsfreien ferritischen Legierungen.

In dem zur Nickel-Molybdän-Seite hin gelegenen Gebiet m <sub>$\gamma$</sub>  m <sub>$\gamma_2$</sub>  m <sub>$\vartheta_2$</sub>  m <sub>$\vartheta$</sub>  tritt der Härtehöchstwert bei einer Anlaßtemperatur von 800 bis 900° auf, also bei einer merklich höheren Temperatur als bei den Legierungen, die, von dem

<sup>5)</sup> W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 17/23 (Werkstoffaussch. 181).

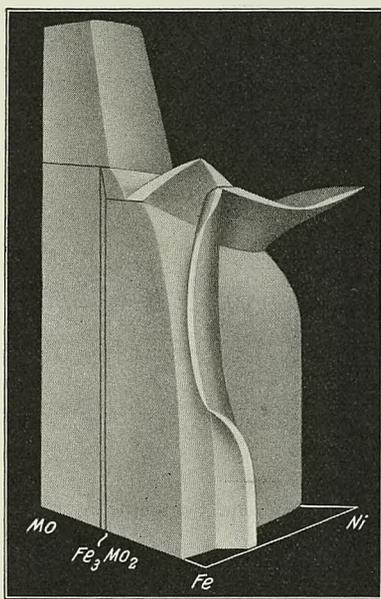


Abbildung 1. Raummodell des Systems Eisen-Nickel-Molybdän.

<sup>1)</sup> W. Köster u. W. Tonn: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 431/40.

<sup>2)</sup> W. Köster u. W. Tonn: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 627/30.

<sup>3)</sup> Vgl. N. Baar: Z. anorg. allg. Chem. 70 (1911) S. 352/94.

<sup>4)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 8 (1934/35) S. 24/27.

Dreiphasendreieck aus gesehen, zur Eisen-Molybdän-Seite hin liegen. Damit wird ausgedrückt, daß die Härtung in diesem Gebiet in der  $\gamma$ -Phase stattfindet. Für zwei durch die Molybdänecke gelegte Schnitte ist in *Abb. 3* die Abhängigkeit der Härte vom Molybdängehalt wiedergegeben, einmal für den Zustand nach dem Abschrecken von  $1300^\circ$  und zum anderen für den nach darauf folgendem Anlassen auf  $800^\circ$ .

Die notwendigerweise vorhandene Vierphasenebene liegt vermutlich bei einer Temperatur von  $1350^\circ$ . Die Zusammensetzung ihrer Eckpunkte ergibt sich mit einer Genauigkeit von wenigen Prozenten durch den Verlauf der Gleichgewichtskurven. Mit hinreichender Genauigkeit ist die Zusammensetzung des  $\alpha$ -Mischkristalles als Schnittpunkt der Kurve  $\alpha_1 \alpha$  und  $\alpha_{II} \alpha$  ermittelt und die des  $\gamma$ -Mischkristalles als Schnittpunkt der Kurven  $\gamma_J \gamma$  und  $\gamma_Y \gamma$ .

die binären Eisen-Nickel-Legierungen starke Hysterisis der  $A_3$ -Umwandlung zeigen. Dieses gilt für die Legierungen 10, 11, 12, 13 und 16. In dem Raummodell ist die Lage der bei der Erhitzung bestimmten Umwandlungspunkte einem angenommenen Gleichgewichtsverlauf zugrunde gelegt. Der  $Ac_3$ -Punkt wird durch Nickelzusatz bis auf  $700^\circ$  herabgesetzt, der  $Ar_3$ -Punkt in üblicher Weise bis auf Raumtemperatur heruntergedrückt.

Der magnetische Umwandlungspunkt der  $\alpha$ -Legierungen mit 4 % Ni lag einheitlich bei 760 bis  $720^\circ$ . Der Curie-Punkt der reversiblen Eisen-Nickel-Legierungen wird durch Molybdänzusatz erniedrigt. Im System Nickel-Molybdän wird er durch 9 % Mo auf Raumtemperatur herabgedrückt. Mit zunehmendem Eisengehalt wird die hierzu erforderliche Menge Molybdän größer. So liegt der Curie-

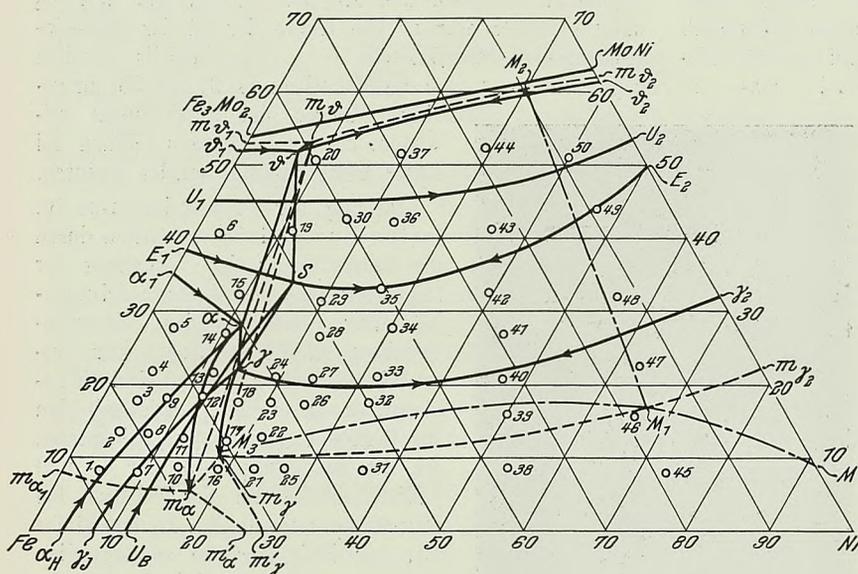


Abbildung 2.

Verlauf der Gleichgewichtskurven und Aufteilung der Konzentrationsebene bei  $20^\circ$ .

Die Lage des Verbindungsmischkristalles  $\delta$  ist nur wenig anders angenommen worden als die des bei Raumtemperatur bestehenden Mischkristalles, dessen Zusammensetzung durch die Konode  $m_\gamma m_\delta$  festgelegt ist. Die Lage der an dem Gleichgewicht teilnehmenden Schmelze S wurde nicht versuchsmäßig ermittelt. Sie muß aber auf der doppelt gesättigten Schmelzkurve  $E S E_2$  liegen, die mit hinreichender Genauigkeit bestimmt wurde. Erfahrungsgemäß ist eine derartige Vierphasenebene meistens nur sehr schmal, so daß der in *Abb. 2* eingetragene Punkt S eine größere Wahrscheinlichkeit für sich hat.

An dieser Vierphasenebene enden, von höheren Temperaturen kommend, das Dreiphasengleichgewicht Schmelze  $E_1 =$  Mischkristall  $\alpha_1 +$  Mischkristall  $\delta_1$  aus dem System Eisen-Molybdän und das Dreiphasengleichgewicht Schmelze  $U_B +$  Mischkristall  $\alpha_{II} =$  Mischkristall  $\gamma_J$  aus dem System Eisen-Nickel. Nach Ablauf der Umsetzung geht von der Vierphasenebene zu tieferen Temperaturen das Schmelzgleichgewicht Schmelze = Mischkristalle  $\gamma +$  Mischkristalle  $\delta$  aus, das nach Durchlaufen eines schwachen Temperaturindwertes in das eutektische Dreiphasengleichgewicht  $E_2 = \gamma_2 + \delta_2$  im System Nickel-Molybdän einmündet. Das zweite von der Vierphasenebene ausgehende Dreiphasengleichgewicht ist das der drei festen Phasen  $\alpha$ ,  $\gamma$  und  $\delta$ . Die Lage dieses Gleichgewichtes ist nicht in allen Einzelheiten bestimmt, weil die als  $\gamma$ -Mischkristalle erstarrten Legierungen des  $\alpha$ -Zustandsbereiches ähnlich wie

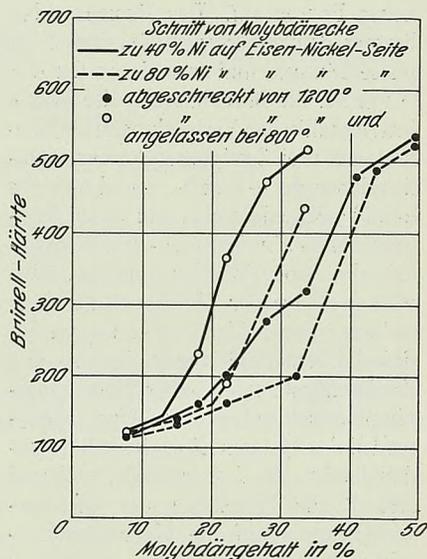


Abbildung 3. Härte von  $\gamma$ -Legierungen im abgeschreckten und ausgehärteten Zustand.

Punkt der beiden Legierungen mit 8 und 15,5 % Mo, die auf dem Schnitt von der Molybdänecke zum Punkt mit 80 % Ni des Systems Eisen-Nickel geht, bei  $375$  bzw.  $150^\circ$ . Die Fläche der magnetischen Umwandlung schneidet die Sättigungsfläche der  $\gamma$ -Mischkristalle an den Verbindungsmischkristallen. Die Schnittpunkte dieser beiden Flächen bei Raumtemperatur liegen bei ungefähr 60 % Ni und 17 % Mo sowie 19 % Ni und 10 % Mo. Dementsprechend waren die Legierungen, die auf dem Schnitt von der Molybdänecke zur Eisen-Nickel-Seite mit 80 % Ni liegen, unmagnetisch, sofern sie sich in dem heterogenen Zustandsfeld befinden. Die übrigen jenseits der Linie  $M_1 M_2$  gelegenen heterogenen Legierungen des gleichen Zustandsfeldes sind dagegen alle ferromagnetisch. Ihr Curie-Punkt hat auf den durch die Molybdänecke gelegten Schnitten jeweils ungefähr dieselbe Temperatur; diese beträgt auf dem von 60 % Ni ausgehenden Schnitt  $260^\circ$ , auf dem von 40 % Ni ausgehenden Schnitt  $240^\circ$ , auf dem von 30 % Ni ausgehenden Schnitt  $130^\circ$  und auf dem von 20 % Ni ausgehenden Schnitt fast  $20^\circ$ . Diese Schnitte sind also mit einiger Annäherung Konoden durch den Zweiphasenraum. Die an der Grenze des Dreiphasenfeldes  $m_\alpha m_\gamma m_\delta$  liegenden Legierungen (17, 18 und 19) sind nur äußerst schwach ferromagnetisch. Da die  $\alpha$ -Legierungen des darauffolgenden Schnittes, der von 15 % Ni ausgeht, stark ferromagnetisch sind, so ist auch diese Tatsache eine gute Stütze für die Grenzziehung zwischen diesen beiden Gebieten.

Die Legierung 39 mit 50 % Ni und 16 % Mo hat im ausgeglühten heterogenen Zustand ihren Curie-Punkt bei 265°. Im homogenen Zustand, der durch Abschrecken von 1200° erreicht wurde, liegt er dagegen bei 170°. Das weist darauf hin, daß die instabile Verlängerung der Schnittspur  $MM_1$  der Fläche der magnetischen Umwandlung mit der Konzentrationsebene bei Raumtemperatur etwa so verläuft, wie es die Kurve  $MM_3$  andeutet. Dieser Verlauf ist verständlich, weil der magnetische Umwandlungspunkt der  $\gamma$ -Mischkristalle über einen Temperaturhöchstwert bei 60% Ni läuft.

Die Legierungen des ( $\gamma + \delta$ )-Feldes, deren Molybdängehalt größer ist, als der Kurve  $MM_3$  entspricht, werden nach dem Abschrecken von hinreichend hoher Temperatur unmagnetisch. Ihr Ferromagnetismus kehrt beim Anlassen wieder, wenn der übersättigte  $\gamma$ -Mischkristall zerfällt. Bei ½stündiger Erhitzung nach dem Abschrecken erfolgte dies nach dem Anlassen auf 800°, während die Proben nach dem Anlassen auf 750° noch nicht von einem Magneten angezogen wurden. Die Wiederkehr des Ferromagnetismus fiel somit mit der Entwicklung der höchsten Härte zusammen, während der Anstieg der Härte schon vorher einsetzte.

Für den Verlauf der Gleichgewichte in der nicht untersuchten Molybdänecke ist die Lösung möglich,

die bei der Aufstellung des Systems Eisen-Kobalt-Molybdän<sup>2)</sup> angegeben wurde.

#### Zusammenfassung.

Der Aufbau des Dreistoffsystems Eisen-Nickel-Molybdän wurde bis zu Molybdängehalten des Schnittes  $FeMo_2-MoNi$  festgelegt. Die beiden Verbindungen bilden eine lückenlose Reihe von ( $\delta$ )-Mischkristallen. Die beiden eutektischen Schmelzgleichgewichte der Randsysteme Eisen-Molybdän und Nickel-Molybdän sowie das eutektische Schmelzgleichgewicht des Systems Eisen-Nickel vereinigen sich zu einem Vierphasen-Uebergangsgleichgewicht: Schmelze +  $\alpha$ -Mischkristall =  $\gamma$ -Mischkristall +  $\delta$ -Mischkristall, von dem aus sich der Dreiphasenraum der  $\alpha$ -,  $\gamma$ - und  $\delta$ -Mischkristalle bis auf Raumtemperatur hinab erstreckt. Die Zustandsfelder im festen Zustand wurden durch die Beobachtung des Verhaltens der Legierungen bei einer Ausscheidungshärtung er-möglichten Wärmebehandlung abgegrenzt. Die Temperatur des Härtehöchstwertes wechselt in eindeutiger Weise mit den Zustandsfeldern. Die magnetischen Umwandlungspunkte der ferromagnetischen  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Legierungen wurden bestimmt und zur Sicherung der Zuverlässigkeit der Raum- aufteilung ausgewertet.



# Einfluß der Wärmebehandlung auf die magnetische Sättigung unlegierter Stähle.

Von Hans Esser und Günther Ostermann in Aachen\*).

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

(Messung der magnetischen Sättigung von Elektrolyteisen und unlegierten Tiegelstählen nach dem Verfahren von F. Stäblein und K. Schroeter. Errechnung der Sättigung reinen Zementits. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes, der Abschrecktemperatur, von Wasser- oder Oelablösung sowie der gestuften Härtung auf den Restaustenitgehalt von unlegierten Stählen, ermittelt aus der magnetischen Sättigung.)

## Abhängigkeit der Sättigung normalisierter Stähle vom Kohlenstoffgehalt.

Im Vakuum umgeschmolzenes Elektrolyteisen mit weniger als 0,02 % C und verschiedene Tiegelstähle wurden im normalgeglühten Zustande nach dem Verfahren von F. Stäblein und K. Schroeter<sup>1)</sup> auf ihre magnetische Sättigung untersucht.

Für Elektrolyteisen wurde dabei die magnetische Sättigung zu 22 580 Gauß ermittelt. Im Schrifttum finden sich folgende Angaben für diesen Wert:

H. Dubois und E. I. Jones <sup>2)</sup> . . . . .	23 062 Gauß
B. O. Peirce <sup>3)</sup> . . . . .	21 780 Gauß
P. Weiß <sup>4)</sup> . . . . .	21 440 Gauß
A. Champbell <sup>5)</sup> . . . . .	21 580 Gauß
R. Williams <sup>6)</sup> . . . . .	22 414 Gauß
E. Gumlich <sup>7)</sup> . . . . .	21 620 Gauß
T.D. Yensen <sup>8)</sup> (Hysteresisverlust 1186 W/kg)	22 700 Gauß
(Hysteresisverlust 991 W/kg)	22 800 Gauß
(Hysteresisverlust 713 W/kg)	23 000 Gauß
K. Honda und S. Kaya <sup>9)</sup> . . . . .	21 280 Gauß
E. Dußler und W. Gerlach <sup>10)</sup> . . . . .	21 317 Gauß

Das eigene Versuchsergebnis stimmt angenähert mit den Werten von Yensen überein, der ein sehr reines vakuumgeschmolzenes Elektrolyteisen mit 0,016 % C prüfte. Der Vergleich der verschiedenen Zahlen führt zu der Annahme, daß schon geringste Legierungszusätze die Sättigungswerte wahrscheinlich infolge auftretender Spannungen verkleinern. Von diesem Gesichtspunkt aus kommt den Yensenschen Untersuchungen besondere Bedeutung zu; es verdient hervorgehoben zu werden, daß nach ihnen mit zunehmendem Sättigungswert die Hysteresisverluste abnehmen. Stäblein und Schroeter finden Sättigungswerte zwischen 21 600 und 21 700 Gauß; eine Nachrechnung ihrer Versuchsangaben ergibt einen wahrscheinlichen Wert von 22 400 Gauß<sup>11)</sup>. Die Gumlichschen Angaben sind durch Extrapolation aus einer Versuchsreihe an unlegierten Stählen mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt gewonnen worden. Es ist, worauf

Gumlich selbst schon hingewiesen hat, nicht ausgeschlossen, daß die von ihm benutzte Feldstärke zur vollständigen Sättigung nicht ausreichte; daher dürften die Gumlichschen Angaben zu niedrig sein.

Zahlentafel 1. Magnetische Sättigung der untersuchten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.

Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Fe <sub>3</sub> C Raumprozent	Sättigung in Gauß	
							für Probe gemessen	für Zementit berechnet
PD 6	0,57	0,09	0,10	0,012	0,014	8,8	21 760	13 200
PD 9	0,82	0,10	0,12	0,010	0,010	12,6	21 400	13 220
PD 10	0,97	0,12	0,12	0,010	0,010	14,9	21 180	13 200
PD 12	1,16	0,10	0,14	0,011	0,012	17,8	20 910	13 180
PD 13	1,33	0,10	0,12	0,010	0,010	20,4	20 610	12 940
PD 14	1,40	0,09	0,10	0,010	0,010	21,5	20 580	13 240
PD 16	1,53	0,09	0,10	0,010	0,010	23,4	20 440	13 430
PD 18	1,75	0,06	0,16	0,012	0,010	26,8	20 090	13 260
Weißes Roheisen	3,24	0,97	0,09	0,024	0,018	49,2	18 000	13 280

Die Messungen an den in Zahlentafel 1 angeführten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen wurden auf den Sättigungswert für Elektrolyteisen von 22 580 Gauß bezogen und wie folgt ausgewertet. Es soll bedeuten:

- $\beta_1$  Ausschlag beim Entfernen der Elektrolyteisenprobe aus dem Magnetfeld;
- $q_1$  Probenquerschnitt;
- $\beta_2$  Ausschlag beim Entfernen der jeweiligen Versuchsprobe aus dem Magnetfeld;
- $q_2$  Querschnitt der Versuchsprobe;
- C Apparaturbeiwert; in C sind enthalten eine Verbesserung infolge der Feldstärkenänderung beim Herausziehen der Probe und eine Verbesserung infolge Ausschlagsverminderung durch die Kompensationsspule;
- k Berichtigungsbeiwert jeder Messung.

Zwischen dem Galvanometerausgang und dem Sättigungswert besteht die Beziehung

$$4 \pi J_{\infty} = \frac{k \cdot \beta_1 \cdot C}{q_1} \quad (1)$$

Daraus läßt sich bei bekanntem Sättigungswert für Elektrolyteisen der Berichtigungsbeiwert k berechnen

$$k = \frac{22\,580 \cdot q_1}{C \cdot \beta_1} \quad (2)$$

Dann ist die Sättigung der Probe

$$4 \pi J'_{\infty} = \frac{k \cdot \beta_2 \cdot C}{q_2} \quad (3)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 2 erhält man

$$4 \pi J'_{\infty} = \frac{22\,580 \cdot \beta_2 \cdot q_1}{\beta_1 \cdot q_2} \quad (4)$$

\* Auszug aus der Dr.-Ing.-Dissertation von Günther Ostermann, Technische Hochschule Aachen (1932).

<sup>1)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 174 (1928) S. 193/215.

<sup>2)</sup> Elektrotechn. Z. 17 (1896) S. 543/46.

<sup>3)</sup> Sill. J. 28 I (1909).

<sup>4)</sup> J. phys. 9 (1910) S. 373.

<sup>5)</sup> J. Instn. electr. Engr. 54 (1915) S. 35.

<sup>6)</sup> Physic. Rev. 6 (1915) S. 404.

<sup>7)</sup> Wiss. Abh. physik.-techn. Reichsanst. 4 (1918) Heft 3.

<sup>8)</sup> Trans. Amer. Soc. electr. Engr. 43 (1924) S. 145.

<sup>9)</sup> Sei. Rep. Tôhoku Univ. 15 (1926) S. 721/53.

<sup>10)</sup> Z. Physik 44 (1927) S. 279/85.

<sup>11)</sup> Nach einer persönlichen Mitteilung von F. Stäblein sind die rechnerisch ermittelten Berichtigungsbeiwerte des Verfahrens, mit denen sich die Sättigung zu 22 100 Gauß ergibt, zuverlässiger als die versuchsmäßig gewonnenen, die die angegebenen Werte zwischen 21 600 und 21 700 Gauß ergeben.

Die Sättigungswerte der untersuchten Stähle sind in *Zahlentafel 1* wiedergegeben.

Gleichzeitig ist die Sättigung des Zementits<sup>12)</sup> ausgerechnet worden unter Vernachlässigung von Silizium, Mangan, Phosphor und Schwefel; die Raumgewichte wurden für Eisen mit 7,876 g/cm<sup>3</sup> und für Zementit mit 7,64 g/cm<sup>3</sup> eingesetzt. Danach dürfte der wahrscheinlichste Sättigungswert für Zementit 13 220 Gauß betragen. Werden die gewonnenen Sättigungswerte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt aufgetragen, so ergibt sich in erster Näherung eine Gerade. Dies hat seine Ursache darin, daß sich die Raumgewichte des Eisens und des Zementits nicht stark voneinander unterscheiden. Die Ergebnisse anderer Forscher sind in

grundsätzlich aus wechselnden Mengen Austenit und Martensit. Die Menge des nicht umgewandelten Austenits hängt von vier Einflußgrößen ab, nämlich von der Zusammensetzung und Form der Proben, von der Abschrecktemperatur und von dem Abschreckmittel<sup>14)</sup>. Eine eindeutige Auffassung darüber, wie die Restaustenitmengen von der Abschrecktemperatur und dem Abschreckmittel abhängen, besteht nicht. So beobachten beispielsweise Maurer und Schroeter an einem etwa eutektoidischen, unlegierten Stahl nach Wasserabschrecken von Temperaturen zwischen 800 und 1200° Austenitgehalte zwischen 10,5 und 14,5%; bei Oelabschreckung war kein Restaustenit nachzuweisen. Tamaru und Sekito fanden auf magnetischem und röntgenographischem Wege für alle Kohlenstoffgehalte bei einer Abschrecktemperatur von 1000° einen höchsten Restaustenitgehalt; bei Oelabschreckung sollen nach diesen Forschern die Restaustenitgehalte größer sein als bei Wasserabschreckung. Dasselbe konnte auch von Mathews beobachtet werden.

Als Beitrag zur Klärung dieser Gegensätze wurde an den in *Zahlentafel 1* angeführten Werkstoffen die magnetische Sättigung nach verschiedenartiger Abschreckung gemessen. Wie Maurer und Schroeter<sup>12)</sup> zeigen, kann der Restaustenitanteil in einfacher Weise aus den Sättigungswerten der normalisierten und abgeschreckten Probe mit folgender Formel berechnet werden:

$$S = \frac{a - b}{a} \cdot 100 \%;$$

darin entspricht a dem Sättigungswert der geglühten und b dem der gehärteten Probe. Da normalisierte Proben desselben Stahles, wenn sie nur verschiedenen Stellen des Werkstoffes entstammen, unterschiedliche Sättigungswerte aufweisen können, mußte jede einzelne Probe auch im ausgeglühten Zustande untersucht werden. Ferner fand sich die schon von Maurer und Schroeter beschriebene Beobachtung bestätigt, daß bei der Abschreckung trotz gleichen Bedingungen verschiedene Austenitgehalte auftreten können. Es wurden daher zur Mittelwertbildung vier Versuchsreihen durchgeführt und die Abschreckvorrichtung weitgehend mechanisiert. In *Abb. 1* ist die Abschreckvorrichtung wiedergegeben. Die Probe wird in einem Silitstabofen mit senkrechter Achse in gereinigtem Stickstoff zur Vermeidung von Verzunderung und Entkohlung erhitzt. Bei Erreichen der mit einem Thermoelement gemessenen Abschrecktemperatur wird nach einer gewissen Zeit der am unteren Ende des Ofens angebrachte Hahn geöffnet, und die Probe fällt nach elektrischem Durchbrennen des Aufhängedrahtes in einen Korb, der aus acht Düsen kräftig und gleichmäßig mit Wasser durchflutet wird. Bei anderen Abschreckmitteln wurde der Korb durch ein z. B. mit Oel oder flüssigem Metall gefülltes Gefäß ersetzt, in dem die Proben mit einem Siebe bewegt wurden.

Die Ergebnisse der Restaustenitmessung sind in *Abb. 2* zusammengefaßt und durch die Feststellungen von H. Esser und W. Bungardt<sup>15)</sup> an einem Stahl mit 0,82 % C ergänzt worden. Bei den übereutektoidischen Stählen steigt der Restaustenitgehalt mit steigender Abschrecktemperatur bis zu einem Höchstwert bei Ueberschreiten der ES-Linie an, um bei höherer Temperatur wieder abzufallen. Bei dem untereutektoidischen Stahl dagegen bleibt er mit

<sup>14)</sup> Vgl. J. A. Mathews: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 8 (1925) S. 565/88; J. Iron Steel Inst. 112 (1925) S. 299/312; Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1642/13; E. Maurer und K. Schroeter: Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 929/40; K. Tamaru und S. Sekito: Sci. Rep. Tôhoku Univ. 20 (1931) S. 377/94.

<sup>15)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 533/36.

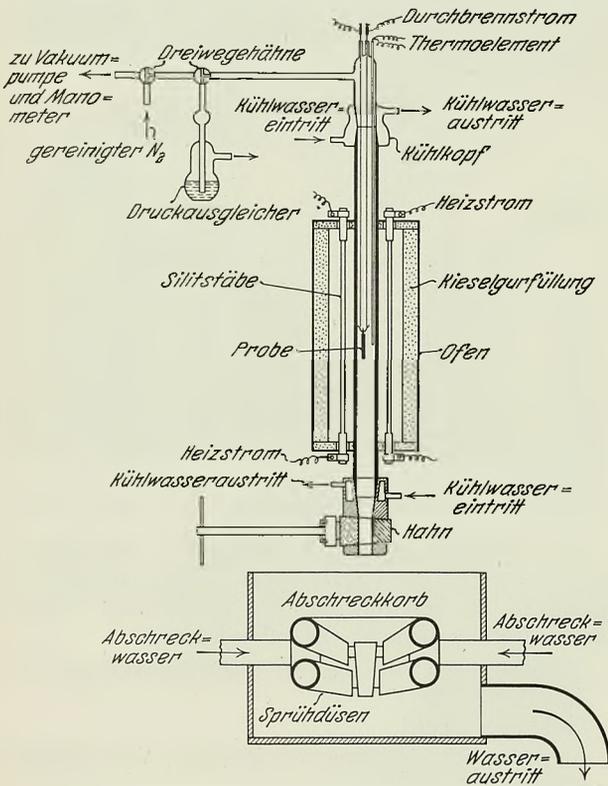


Abbildung 1. Abschreckvorrichtung.

*Zahlentafel 2* angeführt unter Umrechnung auf den Sättigungswert von 22 580 Gauß für Elektrolyteisen und das Raumgewicht von 7,64 g/cm<sup>3</sup> für Zementit.

*Zahlentafel 2.* Schriftumsangaben für die magnetische Sättigung von Zementit.

Forscher	Sättigungswert 4 π J <sub>00</sub> in Gauß		Art der Bestimmung
	in der Quelle angegeben	umgerechnet	
Gumlich <sup>9)</sup> . .	14 800	14 640	Extrapoliert aus unlegierten Stählen
S. Satô <sup>13)</sup> . .	11 260	12 036	Aus weißem Roheisen
Stäblein und Schroeter <sup>1)</sup> .	12 350	12 898	Messung an pulverförmigem Fe <sub>3</sub> C

Abhängigkeit des Restaustenitgehaltes von der Probenzusammensetzung und der Abschrecktemperatur.

Die verschiedensten Untersuchungen über den Abschreck- und Anlaßvorgang haben übereinstimmend gezeigt, daß nach dem Härten gewisse Reste der austenitischen Ausgangsphase erhalten bleiben. Das Härtegefüge besteht demnach

<sup>12)</sup> Vgl. E. Maurer und K. Schroeter: Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 929/40; W. S. Messkin und A. Kußmann: Die ferromagnetischen Legierungen (Berlin: J. Springer 1932) S. 104/07.

<sup>13)</sup> Sci. Rep. Tôhoku Univ. 18 (1929) S. 303/16.

durchschnittlich 3 % unveränderlich. Der eutektoidische Stahl zeigt einen gleichmäßigen Abfall. Im Gegensatz zu den Ergebnissen von Tamaru und Sekito muß also angenommen werden, daß mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Höchstwert des Restaustenits zu höheren Temperaturen wandert.

Der anfängliche Anstieg und der spätere Abfall der Restaustenitmengen legt die Vermutung nahe, daß zwei Einflüsse die Abhängigkeit bestimmen. 1. Der mit steigender Abschrecktemperatur zunehmende Anteil an gelöstem Kohlen-

nisse scheinen dem zu widersprechen. Jedoch muß man folgendes berücksichtigen. Nach H. Esser und H. Cornelius<sup>17)</sup> findet man die größte Austenitmenge bei gleichem Kohlenstoffgehalt und gleicher Abschrecktemperatur bei „kritischer“ Abschreckgeschwindigkeit, bei der also gerade die Bildung von Troostit verhindert wird; bei unterkritischer Abkühlung sinkt die Austenitmenge infolge der geringeren Unterkühlung, bei überkritischer Abkühlung nimmt sie infolge der größeren Wärmespannungen ab. Der Widerspruch, daß sich nämlich trotz geringeren Spannungen bei der Oelablösung gegenüber Wasserabschreckung niedrigere Restaustenitgehalte ergeben haben, erklärt sich dadurch, daß unter den vorliegenden Versuchsbedingungen die kritische Abschreckgeschwindigkeit bei Oelhärtung nicht erreicht wurde.

Die Beeinflussung der Austenit-Martensit-Umwandlung durch Spannungen konnte durch weitere Versuche bei gestufter Härtung erwiesen werden. Nach den Untersuchungen von E. S. Davenport und E. C. Bain<sup>18)</sup>, F. Wever<sup>19)</sup> und H. Hanemann und H. J. Wiester<sup>20)</sup> weist der Austenit bei etwa 150 bis 200° ein Gebiet großer Beständigkeit auf, das mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu tieferen Temperaturen verschoben wird. Wird ein Stahl aus dem  $\gamma$ -Gebiet auf diesen Temperaturbereich abgeschreckt, dort einige Zeit gehalten und dann beliebig weiter auf Raumtemperatur abgekühlt, so wird die Austenit-Martensit-Umwandlung wahrscheinlich von geringeren Wärmespan-

nungen beeinflusst als bei unmittelbarer Abschreckung auf Raumtemperatur. Untersucht wurden die Stähle PD 16 und PD 18, die aus dem  $\gamma$ -Gebiet in einem Metallbad von 160° abgeschreckt, dort 2 min gehalten und weiter in Wasser von 13° abgekühlt wurden. Die Ergebnisse der Restaustenitmessung sind in *Zahlentafel 3* zusammengefaßt. Danach

Zahlentafel 3. Restaustenitgehalt der Stähle PD 16 und PD 18 nach gestufter Härtung von 1150°.

C %	Sättigung in Gauß der		Austenitgehalt in % nach		Wasser- härtung
	ausgeglühten Probe	gestuften Probe	gestufter Härtung	Mittel	
1,53 (PD 16)	20 470	17 420	14,9	15,6	43,1
	20 240	17 060	15,7		
	20 300	17 090	15,8		
	20 320	17 020	16,2		
1,75 (PD 18)	19 980	10 000	49,9	53,5	49,6
	20 010	9 160	54,2		
	19 890	8 530	57,1		
	19 930	9 400	52,8		

ergab nur der kohlenstoffreiche Stahl PD 16 einen größeren Austenitgehalt gegenüber Wasserabschreckung; Probe PD 16 dagegen zeigte erheblich geringere Austenitmengen. Dieses Ergebnis scheint dem oben Gesagten zu widersprechen. Nach den Angaben von Wever ist jedoch anzunehmen, daß bei Abschreckung in einem Metallbad die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht groß genug ist, um die Perlitstufe zu unterdrücken. Diese notwendige Abkühlungsgeschwindigkeit konnte bei dem höhergekohlten Stahl wegen der größeren

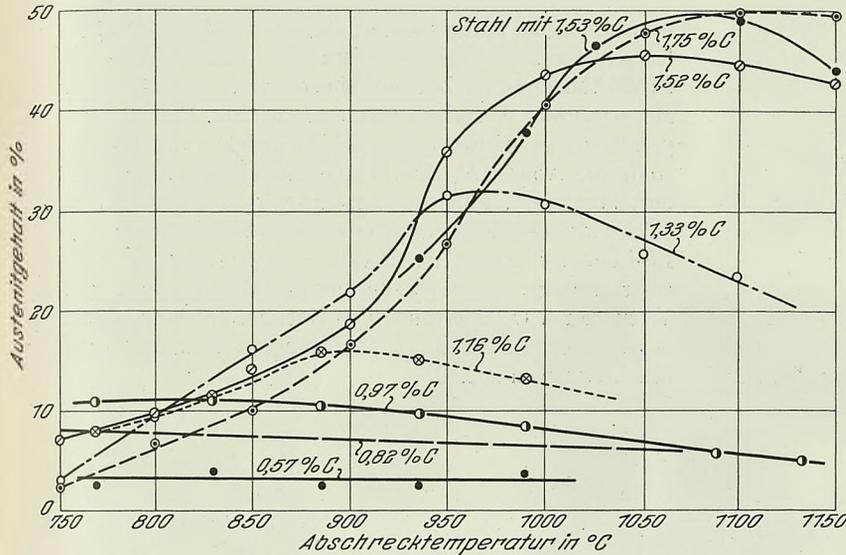


Abbildung 2. Restaustenitgehalt in Abhängigkeit von Kohlenstoffgehalt und Abschrecktemperatur bei Wasserabschreckung.

stoff erhöht Beständigkeit und Menge des Austenits. 2. Mit der Abschrecktemperatur nehmen die Wärmespannungen zu, die austenitzersetzend wirken. Der Einfluß der Wärmespannungen wächst mit zunehmender Abschrecktemperatur auch oberhalb der ES-Linie und verkleinert nach Ueberschreitung dieser Linie den Restaustenitgehalt. Der Abfall

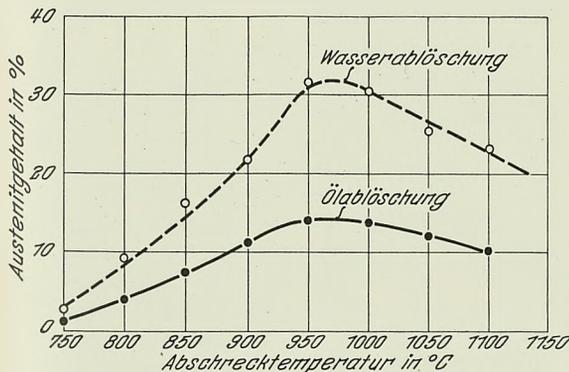


Abbildung 3. Restaustenitgehalt des Stahles PD 13 mit 1,33 % C bei Öl- und Wasserabschreckung. (Probe von 10 mm Dmr.)

der Austenitmengen bei zunehmender Abschrecktemperatur im Gebiete der  $\gamma$ -Phase stellt eine gute Bestätigung der Spannungstheorie von E. Scheil<sup>16)</sup> dar, nach der alle spannungsvermindernden Einflüsse den Gehalt an Restaustenit erhöhen müssen. So fand Scheil beim Anlassen von Stählen bei milderer Abschreckung größere Austenitgehalte als bei schroffer Abschreckung. Ebenso muß Oelabschreckung gegenüber Wasserabschreckung größeren Austenitgehalt ergeben. Die in *Abb. 3* mitgeteilten Versuchsergeb-

<sup>16)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 183 (1929) S. 98/120; Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 554/57.

<sup>17)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 693/97.

<sup>18)</sup> Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. Nr. 348 (1930).

<sup>19)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 367/76.

<sup>20)</sup> Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 377/86.

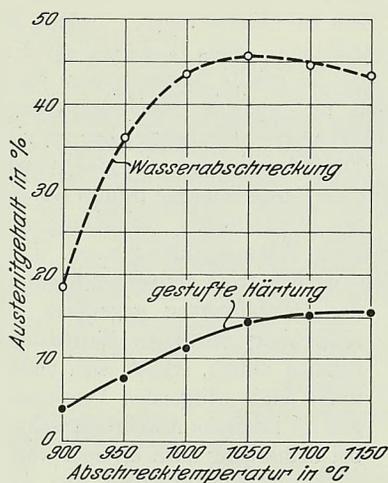


Abbildung 4. Restaustenitgehalt des Stahles PD 16 mit 1,53 % C bei üblicher Wasserabschreckung und gestufter Härtung. (Probe von 10 mm Dmr.)

Beständigkeit des Austenits eben noch erreicht werden; bei dem niedrigergeköhlten Stahl setzte sich ein beträchtlicher Teil des Austenits bereits beim Durchlaufen der Perlitstufe

um. Den Einfluß verschiedener Abschrecktemperaturen bei gestufter Härtung auf den Restaustenitgehalt zeigt *Abb. 4* für einen Stahl mit 1,53 % C. Die Proben wurden in einem Metallbad von 160° abgeschreckt, 2 min bei dieser Temperatur belassen und dann in Leitungswasser abgekühlt. Wie ersichtlich, liegen die Austenitgehalte bei gestufter Härtung zwar wesentlich tiefer als bei Wasserhärtung, jedoch fällt die Restaustenitmenge nach Ueberschreitung der ES-Linie nicht mehr ab, sondern bleibt angenähert unverändert.

#### Zusammenfassung.

Mit dem Verfahren von Stäblein und Schroeter wurde die magnetische Sättigung einer Reihe von unlegierten Stählen gemessen. Für Elektrolyteisen ergab sich ein Wert von 22 580 Gauß und für Zementit ein solcher von 13 220 Gauß. Mit demselben Verfahren wurden ferner die Restaustenitgehalte von unlegierten Stählen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt, von der Abschrecktemperatur und dem Abschreckmittel bestimmt. Für jeden Kohlenstoffgehalt ergab sich ein Höchstwert der Restaustenitmenge beim Ueberschreiten der ES-Linie; bei höherer Abschrecktemperatur sanken die Restaustenitmengen infolge der zunehmenden Wärmespannungen. Versuche mit Oelablösung und gestufter Härtung zeigten den bekannten Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf den Restaustenitgehalt.

# Die Aenderung der magnetischen Sättigung beim Anlassen abgeschreckter unlegierter Stähle.

Von Hans Esser und Gerhard Momm in Aachen\*).

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

(Deutung der Vorgänge beim Anlassen abgeschreckter Stähle auf Grund der Messung der magnetischen Sättigung. Geschwindigkeit der Umwandlungsvorgänge in einem Stahl mit 1,7% C bei Anlastemperaturen von 130 bis 230°.)

Über den Ablauf der Austenit- und Martensitumwandlung beim Anlassen abgeschreckter Stähle sind schon zahlreiche Untersuchungen angestellt worden<sup>1)</sup>. Im folgenden soll über ergänzende Forschungen berichtet werden, bei denen der magnetische Sättigungswert bei der Anlastemperatur als Kennzeichen für den Gefügestand des Stahles diente.

Die benutzte Versuchsanordnung geht aus Abb. 1 hervor; das Verfahren lehnt sich grundsätzlich an das von F. Stäblein und K. Schroeter<sup>2)</sup> für Messungen bei Raumtemperatur entwickelte an. Der Hauptteil der Versuchsanordnung ist ein starker Elektromagnet, der auf einer schiefen Ebene fahrbar angeordnet ist. Die Polkerne tragen die Primärspulen mit je 2000 Windungen von 2 mm dickem, lackisoliertem Kupferdraht. Bei einer Erregerstromstärke von 10 A

herrscht in dem 15 mm breiten Spalt zwischen den Polschuhen eine Feldstärke von 8000 Oersted. Zwischen den Polschuhen befindet sich eine Induktionsspule mit 2000 Windungen aus 0,1 mm dickem, seidenumsponnenem Kupferdraht. Zum Ausgleich der die Messung störenden Netzschwankungen (220 V Gleichstrom) ist eine besondere Spule vorgesehen, die auf einem der beiden Polschuhe aufgewickelt und der Induktionsspule entgegengeschaltet ist. Die Probe ist am Ende eines feststehenden Quarzrohres, das durch die Bohrung der Polkerne und der Induktionsspule hindurchragt und mit einer Hochvakuumpumpe in Verbindung steht, star angebracht. Die Probe wird in einem an dem Magneten befestigten Platindrahtofen erhitzt; wenn die gewünschte Anlastemperatur erreicht ist, wird durch eine besondere Auslösevorrichtung der bewegliche Magnet infolge seines Eigengewichtes so verschoben, daß die Probe den Spalt

\* Von der Technischen Hochschule in Aachen genehmigte Dr.-Ing.-Diss. von G. Momm (1932).

<sup>1)</sup> Vgl. Quellenangaben bei F. Stäblein und H. Jäger: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 445/51 (Werkstoffaussch. 207); ferner F. Wever und G. Naeser: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld., 15 (1933) S. 37/47; Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 511/12; H. Esser und H. Cornelius: Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 693/97; M. Mikami: Sci. Rep., Tôhoku Univ. 23 (1934) S. 213/44; G. Hägg: Jernkont. Ann. 118 (1934) S. 173/203. Die letzten Arbeiten erschienen nach Abschluß der hier wiedergegebenen Versuche.

<sup>2)</sup> Z. anorg. allg. Chem. 174 (1928) S. 193/215.

zwischen den Polschuhen überbrückt. Der dabei auftretende Induktionsstrom ist ein Maß für die magnetische Sättigung und wird mit einem im Nebenschluß liegenden ballistischen Galvanometer mit Hilfe von Fernrohr und Skala gemessen. Die Bewegung des Magneten regelt eine Luftdruckbremse. Die Probentemperatur wird mit einem zweckmäßig angeordneten Platin-Platinrhodium-Element festgestellt. Die Zeit, die notwendig ist, um die Probe aus dem Ofen in das Magnetfeld zu bringen, beträgt etwa 2 s; der dabei eintretende Temperaturabfall in der Probe ist bei Temperaturen bis zu 500° nicht größer als 2°. Bei höheren Temperaturen erwies es sich als notwendig, den Galvanometerkreis zu öffnen, nachdem die Probe in den Meßspalt eingetreten war und dem Galvanometer den maximalen Impuls erteilt hatte (siehe Unterbrecher in Abb. 1). Damit wird vermieden, daß die Messung

durch die mit sinkender Temperatur zunehmende Induktion der Probe gestört wird.

Die Eichung der beschriebenen Meßvorrichtung, d. h. die Bestimmung des einem bestimmten Galvanometerauschlag zugeordneten magnetischen Sättigungswertes, geschah bei den Anlastversuchen in mittelbarer Art. Unter Benutzung der von Stäblein und Schroeter für große und gleichbleibende Feldstärke bewiesenen Verhältnisgleichheit von magnetischem Sättigungswert und Galvanometerauschlag kann mit der Formel:

$$S_t = \frac{G_t}{G_o} S_o$$

der magnetische Sättigungswert  $S_t$  für eine beliebige Temperatur berechnet werden, wenn der magnetische Sättigungswert des Werkstoffes  $S_o$  bei einer Bezugstemperatur — am bequemsten bei Raumtemperatur — und das Verhältnis der Galvanometerauschläge bei Versuchs- und Raumtemperatur bekannt ist. In der Formel bedeutet

$S_t$  den magnetischen Sättigungswert bei einer beliebigen Temperatur  $t$ ;

$G_t$  den Galvanometerauschlag bei dieser Temperatur;

$S_o$  den magnetischen Sättigungswert bei Raumtemperatur;

$G_o$  den Galvanometerauschlag bei Raumtemperatur.

Um den Wert  $S_o$  zu erhalten, wurden in der von Stäblein und Schroeter beschriebenen Meßanordnung mit Proben

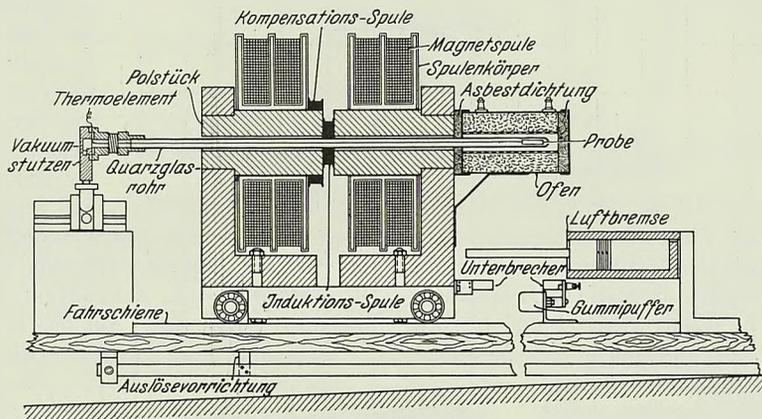


Abbildung 1. Versuchsanordnung zur Bestimmung der Temperaturabhängigkeit des magnetischen Sättigungswertes.

Zahlentafel 1. Kohlenstoffgehalt und Sättigungsmagnetisierung im ausgeglühten Zustande der untersuchten Legierungen.

Bezeichnung	REK 12	REK 14	REK 17	REK 19	REK 21	REK 22	REK 24	REK 25	PD 15	PD 18	Nm <sup>1)</sup>
% C	0,41	0,51	0,56	0,64	0,74	0,81	0,90	0,92	1,52	1,75	2,08
$4 \pi J_{\infty}$	22 024	22 035	21 904	21 702	21 613	21 444	21 312	21 328	20 500	20 086	18 583

1) Dazu 1,93 % Mn.

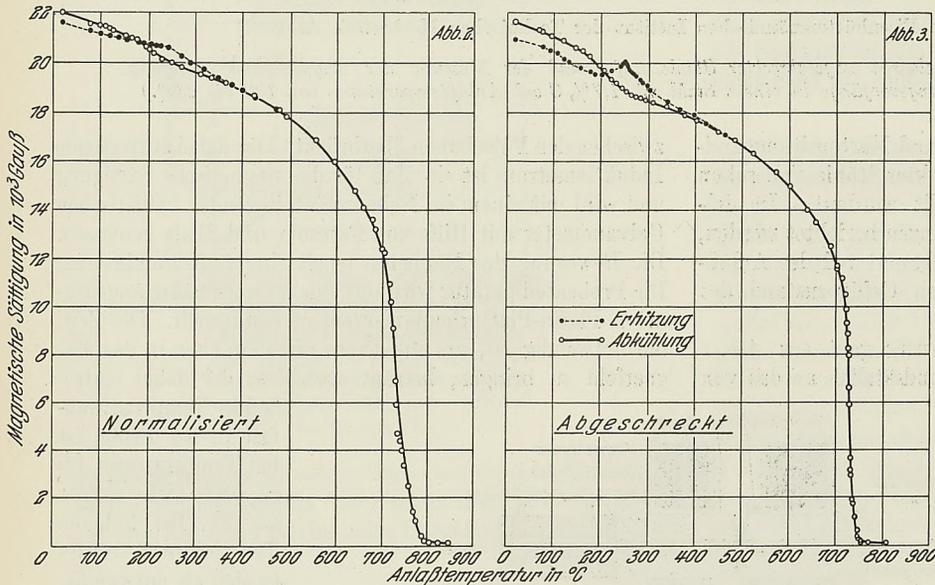


Abbildung 2 und 3. Aenderung der magnetischen Sättigung des Stahles REK 24 beim Anlassen.

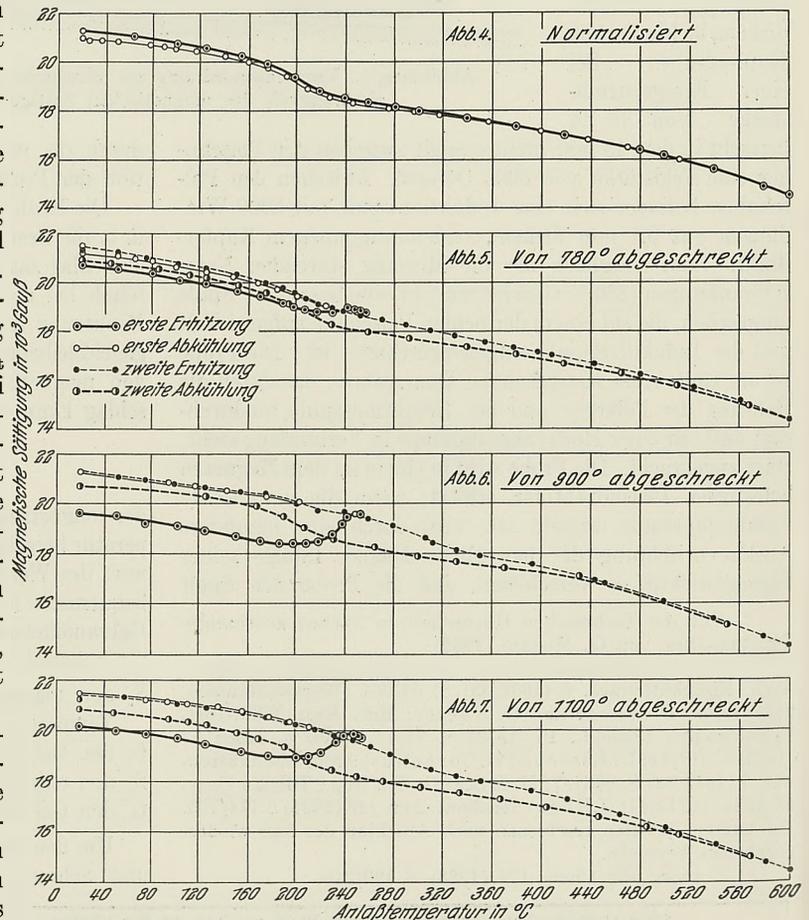
von 10 mm Dmr. und 60 mm Länge die magnetischen Sättigungswerte aller zu den späteren Anlaßversuchen benutzten Stähle gemessen, nachdem diese längs G O S E des Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes in Wasser gehärtet und bis 600° angelassen worden waren. Im Anschluß an diese Messungen kann der magnetische Sättigungswert aus dem beobachteten Galvanometerausschlag leicht berechnet werden. Danach wurden die untersuchten Proben für den Anlaßversuch hergerichtet; sie wurden auf 7 mm abgedreht, abgeschreckt, dann in die in Abb. 1 dargestellte Meßvorrichtung eingebaut und der Anlaßversuch durchgeführt. Bei allen Versuchen betrug die Erhitzungsgeschwindigkeit 1,5°/min und die Abkühlungsgeschwindigkeit etwa 3°/min. Der am Ende des Anlaßversuches bei Raumtemperatur beobachtete Galvanometerausschlag entspricht dem mit  $G_0$  bezeichneten Wert;  $G_t$  bedeutet den während des Anlaßversuches bei einer höheren Temperatur gemessenen Galvanometerausschlag. Die Berechnung des Sättigungswertes bei höheren Temperaturen erfolgt in der oben dargelegten Art und Weise. Diese mittelbare Eichung der beschriebenen Meßvorrichtung, die auf einen unabhängig nach Stäblein und Schroeter gemessenen magnetischen Sättigungswert Bezug nimmt, hat den Vorteil, daß alle Einflüsse, wie Probengröße, Lage der Probe im Magneten usw., mit erfaßt werden.

Für die Untersuchung standen die in Zahlentafel 1 aufgeführten Stähle zur Verfügung. Die mit REK bezeichneten Werkstoffe sind reinste Karbonyleisen-Kohlenstoff-Legierungen; die durch PD gekennzeichneten Proben sind Tiegelstähle. Die unlegierten Stähle wurden meist von Temperaturen längs der G O S E-Linie in Leitungswasser abgeschreckt.

Aus den an untereutektoidischen Stählen durchgeführten Untersuchungen sei in Abb. 2 und 3 das Ergebnis für den Werkstoff REK 12 wiedergegeben. Nach Abschreckung ist danach bei Zimmertemperatur der Sättigungswert infolge geringen Restaustenitgehaltes kleiner als nach Normalisierung. Mit steigender Anlaßtemperatur sinkt die magnetische Sättigung ab, bis für die abgeschreckte Probe bei etwa 200° eine deutliche Richtungsänderung einsetzt, die durch den Zerfall des paramagnetischen Austenits verursacht wird; bei 250 bis 260° wird ein Höchstwert der Sättigung erreicht. Bei weiterer Steigerung der Temperatur sinkt die Sättigung wieder und erreicht bei etwa 500° die

Werte des normalisierten Werkstoffes. Der Martensitzerfall bei 100 bis 150° ist, wie nach den Feststellungen von E. Maurer und K. Schroeter<sup>3)</sup> zu erwarten war, nicht besonders ausgeprägt. Auf der Kurve des normalisierten

<sup>3)</sup> Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 929/40.



Abbildungen 4 bis 7. Einfluß der Abschrecktemperatur und des Anlassens auf die magnetische Sättigung von Stahl REK 25.

Werkstoffes tritt bei 210° ein Wendepunkt auf, der durch die magnetische Umwandlung des Zementits verursacht wird. Für die anderen in *Zahlentafel 1* aufgeführten REK-Stähle wurde grundsätzlich die gleiche Abhängigkeit beobachtet; nur trat bei höheren Kohlenstoffgehalten der Austenit-zerfall bei 250 bis 300° stärker hervor. Aus *Abb. 2 und 3* erkennt man ferner, daß in der Umgebung von 250° die Anlaßkurve die Sättigungswerte des normalisierten Werkstoffes um ein beträchtliches überschreitet.

Zur weiteren Kennzeichnung des Anlaßvorganges wurde mit den eutektoidischen und übereutektoidischen Stählen folgender Versuch durchgeführt. Die abgeschreckten Proben erhitze man zunächst bis zur Temperatur der größten Zerfallsgeschwindigkeit des Austenits und kühlte

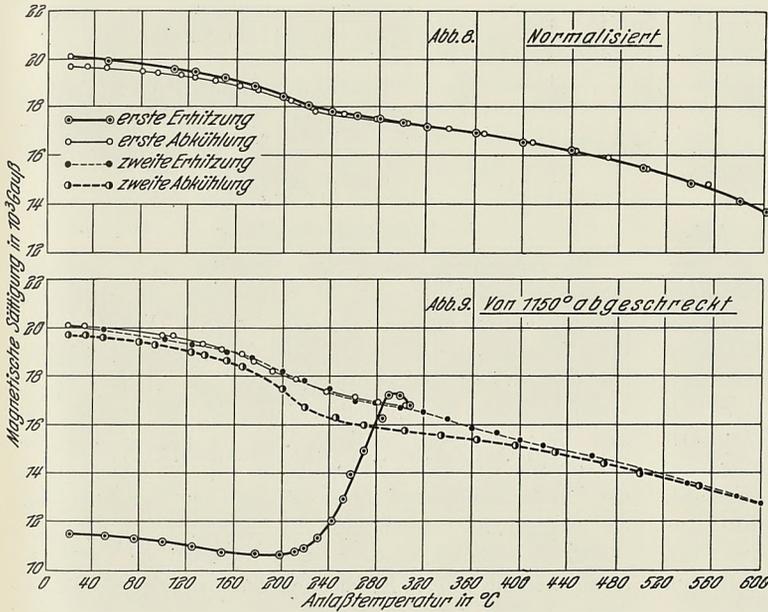


Abbildung 8 und 9. Änderung der magnetischen Sättigung von Stahl PD 18 beim Anlassen.

dann auf Raumtemperatur ab; im Anschluß daran wurde eine zweite Erhitzungs- und Abkühlungskurve aufgenommen, wobei eine Höchsttemperatur von 600° erreicht wurde. *Abb. 4 bis 7* geben die Feststellungen an Stahl REK 25, bei dem noch der Einfluß der Abschrecktemperatur untersucht wurde, *Abb. 8 und 9* die Beobachtungen an Werkstoff PD 18 wieder. Ein Vergleich der Kurven für den normalisierten und den abgeschreckten Zustand läßt erkennen, daß die mannigfaltigen Unterschiede zwischen den Erhitzungs- und Abkühlungskurven nicht auf Hysteresiserscheinungen zurückgeführt werden können. In *Abb. 10* sind die Versuchsergebnisse für den von 1120° abgeschreckten Stahl mit 2% C und 2% Mn dargestellt. Infolge des großen Restaustenitgehaltes ist die Austenit-Martensit-Umwandlung stark ausgeprägt; die Richtungsänderung kurz oberhalb 100° während der Abkühlung kann vorerst nicht gedeutet werden.

Nach *Abb. 4 bis 10* spielen sich folgende Vorgänge beim Anlassen der abgeschreckten Stähle ab. Bei der ersten Erhitzung auf höchstens 300° nimmt bis zur beginnenden Austenitersetzung die magnetische Sättigung entsprechend ihrer Temperaturabhängigkeit allmählich ab. Der Austenit-zerfall ist durch einen starken Anstieg des Sättigungswertes gekennzeichnet. Bei weiterer Erhitzung bis zu einer Temperatur kurz oberhalb des beendeten Austenit-zerfalles fällt die Sättigung wieder ab. Auf der anschließenden Abkühlungskurve ist die schwach ausgeprägte A<sub>0</sub>-Umwandlung zu beobachten. Läßt man bei Zimmertemperatur lagern, so

tritt eine Zunahme der magnetischen Sättigung ein, die bei allen Versuchen beobachtet wurde und wahrscheinlich auf Alterungsvorgänge zurückgeführt werden muß. Die zweite Erhitzungskurve verläuft bis zu der bei der ersten Erhitzung erreichten Höchsttemperatur etwa in gleicher Richtung wie die erste Abkühlungskurve. Sie weist oberhalb der bei der ersten Erhitzung erreichten Höchsttemperatur eine Richtungsänderung auf im Sinne der bei steigender Temperatur stärkeren Sättigungsabnahme. Auf der zweiten Abkühlungskurve liegen die Sättigungswerte von 500° an unterhalb der bei der zweiten Erhitzung erhaltenen Werte. Die Zementitumwandlung tritt jetzt mit großer Stärke auf.

Zur Deutung der Versuchsergebnisse ist die Anschauung heranzuziehen, daß das Auftreten der A<sub>0</sub>-Umwand-

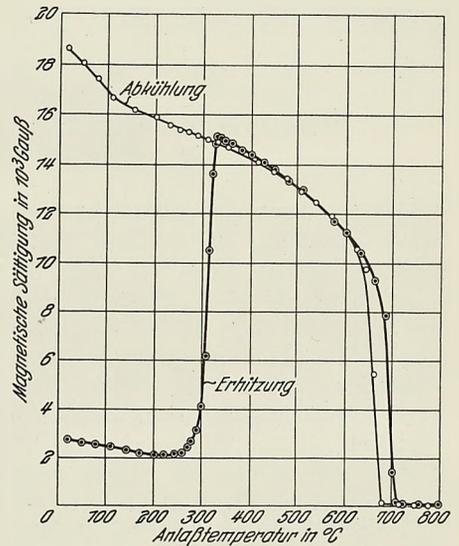


Abbildung 10. Änderung der magnetischen Sättigung des von 1120° in Wasser abgeschreckten Stahles beim Anlassen.

lung an das Vorhandensein des Zementitgitters gebunden ist; liegt der Zementit in so feiner Verteilung vor, daß es noch nicht zur Gitterbildung gekommen ist, so kann die Umwandlung erst bei Anlaßtemperaturen ablaufen, bei denen die Möglichkeit einer Zusammenballung zu größeren Einheiten gegeben ist. Demnach ist anzunehmen, daß die A<sub>0</sub>-Umwandlung abgeschreckter Stähle erst bei Anlaßtemperaturen auftritt, bei denen die Ballung des Zementits mit merklicher Geschwindigkeit abläuft. Einen versuchsmäßigen Anhaltspunkt für diese Auffassung über die Abhängigkeit der A<sub>0</sub>-Umwandlung von der Teilchengröße des Zementits geben R. L. Sanford und G. A. Ellinger<sup>4)</sup>. In diesem Zusammenhang bedeutungsvoll sind ferner die Untersuchungen von Rav<sup>5)</sup> an kolloidalem Nickel, dessen Magnetisierungsintensität bei Teilchengrößen unterhalb 15 μ erheblich kleiner als bei großen Stücken gefunden wurde.

Für die Anlaßkurven ist danach folgende Deutung möglich. Die Martensitumwandlung wirkt sich auf die magnetische Sättigung nicht aus. Deutlich ist dagegen an dem starken Sättigungsanstieg die Austenitersetzung zu erkennen. Die Sättigungszunahme durch die geringen zum Schluß noch zerfallenden Austenitmengen überwiegt die Sättigungsabnahme infolge Bildung des Zementitgitters und der damit nachträglich auftretenden A<sub>0</sub>-Umwandlung. Die Ar<sub>0</sub>-Umwandlung ist auf der ersten Abkühlungskurve schon

<sup>4)</sup> Proc. Amer. Soc. Test. Mat. 31 (1931) II, S. 83/93; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1325.

<sup>5)</sup> Physic. Rev. 44 (1933) S. 850.

zu erkennen; sie beginnt bereits bei Temperaturen von etwa 280°. Bei der zweiten Erhitzung macht sich die fortschreitende Gitterbildung des Zementits bei Temperaturen oberhalb der bei der ersten Erhitzung erreichten Höchst-

digkeit von 1,5°/min auf die auf  $\pm 2^\circ$  gleichbleibende Versuchstemperatur gebracht wurden, und maß die Magnetisierungsintensität in Abhängigkeit von der Zeit. Aus den Ergebnissen in Abb. 11 folgt, daß bei 230 und 200° die Um-

wandlung nach 60 bzw. 100 h praktisch zu Ende ist; bei 172° konnte das Ende der Austenitersetzung noch nach 425 h nicht festgestellt werden. Aus diesen Versuchen ist jedenfalls mit Sicherheit zu schließen, daß es eine Gleichgewichtstemperatur für den Austenitfall beim Anlassen nicht gibt, sondern daß diese Umsetzung bei allen Temperaturen abläuft; allerdings hängt die Zerfallsgeschwindigkeit in starkem Maße von der Temperatur ab.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft, die diese Untersuchungen unterstützte, sei an dieser Stelle herzlichst gedankt.

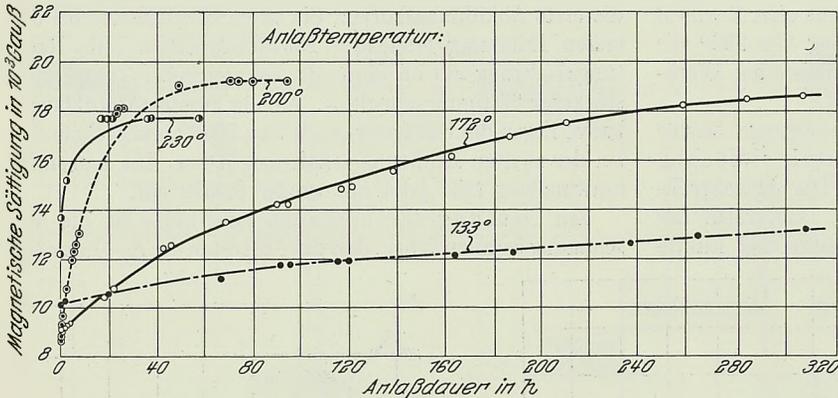


Abbildung 11. Zerfallsgeschwindigkeit des Austenits in Stahl PD 18 bei verschiedenen Anlaßtemperaturen.

temperatur durch eine Richtungsänderung in der Anlaßkurve bemerkbar. Da die zweite Erhitzung bis zu Temperaturen geführt wurde, bei denen die Zementitballung schon zu mikroskopisch sichtbaren Teilchen führt, beginnt die Zementitwirkung auf der anschließenden Abkühlungskurve erst bei 240° mit merklicher Stärke. Der Sättigungsunterschied zwischen der zweiten Erhitzungs- und der zweiten Abkühlungskurve wird demnach durch den Zementit verursacht, dessen Teilchengröße die Temperaturlage der  $A_0$ -Umwandlung und ihre Stärke weitgehend beeinflusst.

An dem Stahl PD 18 wurde die Geschwindigkeit der Umwandlungsvorgänge bei Anlaßtemperaturen von 130 bis 230° untersucht. Die Proben schreckte man von 1150° aus dem Vakuum in Wasser ab, baute sie in die Versuchseinrichtung ein, in der sie mit einer Erhitzungsgeschwin-

#### Zusammenfassung.

Die Versuchsanordnung von F. Stäblein und K. Schroeter wurde so ausgebaut, daß die magnetische Sättigung bei höheren Temperaturen gemessen werden konnte. Mit dieser Einrichtung wurde an reinen Eisenkarbonyl-Kohlenstoff-Legierungen und an Tiegelstählen mit 0,4 bis 1,7% C sowie an einem Stahl mit 2% C und 2% Mn geprüft, wie sich die magnetische Sättigung der aus dem  $\gamma$ -Gebiet in Wasser abgeschreckten Proben beim Anlassen ändert. Aus den Untersuchungsergebnissen ist unter der Annahme, daß die magnetische Umwandlung des Zementits von der Teilchengröße abhängt, also erst nach Anlassen auf Temperaturen oberhalb 250° in Erscheinung tritt, zu folgern, daß der Austenitfall schon unterhalb 130° einsetzt und seine Geschwindigkeit mit steigender Temperatur rasch zunimmt.