

# STAHL UND EISEN

## ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik

Geleitet von Dr.-Ing. Dr. mont. E. h. O. Petersen

unter Mitarbeit von Dr. J. W. Reichert und Dr. W. Steinberg für den wirtschaftlichen Teil

Heft 48

2. Dezember 1943

63. Jahrgang

	Seite		Seite
Oxydische Ausscheidungen beim Vergießen von Stahl. Von Hanns Wentrup und Friedrich Wilhelm Linder	873	Umschau	385
Einfluß des Kaltwalzens auf die Eigenschaften hochfester Stahlbänder. Von Wilhelm Puzicha. (Schluß zu Seite 860.)	880	Die spezifische Wärme von Abgasen. — Fortschritte in der Schweißtechnik im Jahre 1942. — Aus der Refa-Arbeit.	
		Vereinsnachrichten	388

### Oxydische Ausscheidungen beim Vergießen von Stahl

Von Hanns Wentrup und Friedrich Wilhelm Linder\*)

[Bericht Nr. 419 des Stahlwerksausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.\*\*)]

(Untersuchung von Gießschäumen bei steigendem und fallendem Guß. Bildung der Gießschäume aus Desoxydationsprodukten und feuerfesten Stoffen. Abscheidungen auf Blockoberflächen, Gießknochen und Kanalsteinen. Sandstellen in Radreifen. Vergleich der Zusammensetzungen im Dreistoffsystem  $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ .)

Zur Unterrichtung über die nichtmetallischen Einschlüsse im Stahl, seien sie oxydischer oder sulfidischer Natur, werden gegenwärtig drei Verfahren angewendet. Das erste ist die Untersuchung des Stahles im *Schliff*. Dabei kann die Einschlusßart und Zusammensetzung nur qualitativ nach ihrem Aussehen etwa auch mit Hilfe von Aetzverfahren geschätzt werden. Die Einschlusßmenge kann durch Auszählen näherungsweise ermittelt werden. Das zweite ist die *elektrolytische Rückstandsanalyse*. Sie wurde erst in jüngster Zeit von P. Klinger und W. Koch weiter vervollkommen und gestattet, sowohl Einschlusßmenge als auch Einschlusßzusammensetzung genauer zu erfassen. Ihre Durchführung erfordert naturgemäß besondere Einrichtungen. Das dritte Verfahren besteht darin, in besonderen *Gleichgewichtsuntersuchungen* den Zusammenhang zwischen Stahl- und Schlackenzusammensetzung kennenzulernen und nach ihnen aus dem Gehalt der Stähle an einschlusßbildenden Elementen auf die Zusammensetzung der Einschlüsse im Stahl rückzuschließen.

Bei dieser Sachlage entstand der Wunsch, einmal die Ausscheidungen aus dem Stahl des näheren zu untersuchen, die so grob sind, daß sie dem Auge sichtbar in Erscheinung treten und auf dem üblichen Wege untersucht werden können. Dies sind die *oxydischen* Ausscheidungen. Wenn es bei ihnen gelang, den Zusammenhang zwischen Zusammensetzung und Stahluntersuchung kennenzulernen, dann war zu hoffen, daß damit ein weiterer Beitrag zur Frage der Einschlüsse geleistet werden konnte.

Zum Verständnis der Einschlusßbildung muß daran erinnert werden, daß theoretisch die im Stahl auftretenden oxydischen Verunreinigungen verschiedener Herkunft sein können. Es ist möglich, daß sie noch vom Einsatz her im Stahl enthalten waren. Dann können es Teile des Herdes oder der Abstichrinne sein. Während

des Abstechens können sich Oxydationsprodukte und nach Zugabe der Desoxydationsmetalle Desoxydationsprodukte bilden. In ihrer Zusammensetzung unterscheiden sich allerdings beide Arten nicht. Vielleicht verbleiben auch Schlackenreste im Stahl. In der Pfanne reagiert er mit der Ausmauerung und der Schlacke; während des Vergießens entstehen Reaktionsprodukte beim Zusammentreffen des Stahles mit Trichtersteinen, Kanalsteinen usw. Außerdem werden die feuerfesten Stoffe rein mechanisch und thermisch beansprucht. Schließlich entstehen durch die bei der Abkühlung fortschreitende Desoxydation bis zur vollständigen Erstarrung immer neue Oxyde. Diese Ausscheidungen können nun entweder fein verteilt als mikroskopisch kleine Einschlüsse im Stahl verbleiben, oder sie treten in grober Form sichtbar in Erscheinung. Sie zeigen sich dann in folgenden Formen:

1. Während des Gießens in der Kokille als Gießschaum.
2. Nach der Erstarrung als Sandstellen an den Seiten der Blöcke.
3. Als Ablagerung auf Gießknochen und Kanalsteinen.
4. Als Sandstellen im Innern des Stahles.

Das Schrifttum hat sich bisher besonders mit den Sandstellen<sup>1)</sup> befaßt. Dabei sind zwar die verschiedensten Einflüsse auf die Bildung von Ausscheidungen festgestellt worden, jedoch fehlen noch eingehende Untersuchungen ihrer analytischen Zusammensetzung, vor allem in Beziehung zur Stahlzusammensetzung. Auch die Frage, wo und wann sich die Abscheidungen bilden, blieb offen. Und bei den Gießschäumen begnügte man sich nur mit allgemeinen Untersuchungen ihrer Zusammensetzung. Diese Lücken soll die vorliegende Arbeit schließen helfen, wobei natürlich auf andere Einflußgrößen mit eingegangen wird.

Zunächst seien die Gießschäume bei steigendem Guß behandelt. Sie erschienen während des Gießens in der Kokille auf dem flüssigen Stahl und konnten mit einem Löffel herausgefischt werden. Das Gespann und die Menge des Stahles in der Kokille

<sup>1)</sup> Eingehende Schrifttumsübersicht siehe Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 5 (1942) S. 313/38.

\*) Auszug aus der von der Techn. Hochschule Aachen genehmigten Dr.-Ing.-Dissertation von F. W. Linder. Ausführende Wiedergabe siehe Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 5 (1942) S. 313/38.

\*\*\*) Vorgetragen in der 50. Vollsitzung am 5. Februar 1943. — Sonderdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Pörsneck, Postschließfach 146, zu beziehen.

wurden jeweils notiert. Der Gießschaum war meist nicht einheitlich, sondern bestand aus durchgeschmolzenen glasigen Schlacken und nicht durchgeschmolzenen Teilen, die im Betrieb als sandig bezeichnet werden. Es traten auch Uebergänge dadurch auf, daß sandige Bestandteile mit durchgeschmolzenen reagiert hatten, jedoch grenzten meist beide Bestandteile ohne Uebergang aneinander. Vereinzelt wurden auch Stücke gefunden, die vollkommen sandig waren; homogen durchgeschmolzener Gießschaum konnte auch manchmal festgestellt werden.

Die Proben wurden nach dem Aussehen in solche mit über 50 % und solche mit unter 50 % sandigem Anteil eingeteilt, sie wurden auf Eisenoxydul, Manganoxydul, Kieselsäure, Tonerde, Kalk und Magnesiumoxyd untersucht. Die auf  $MnO + SiO_2 + Al_2O_3 = 100\%$  umgerechneten Analysen wurden in Bild 1 eingetragen. Die beiden Gruppen der auf über 50 % und unter 50 % sandige Anteile geschätzten Proben unterscheiden sich deutlich. Die wenigen Proben, die vollkommen sandig oder durchgeschmolzen waren, sind besonders gekennzeichnet. Sie liegen an den entgegengesetzten Enden der beiden Gruppen. Dies weist darauf hin, daß die dazwischenliegenden Proben Mischungen der beiden Bestandteile sind.

Als obere Grenze der Manganoxydulgehalte läßt sich eine Gerade festlegen, die in die  $Al_2O_3$ -Ecke weist. Sie entspricht einem Verhältnis  $SiO_2-MnO = 1,33$ , wobei die Tonerdegehalte zwischen 15 und 40 % liegen. Bei den Gießschäumen, die auf einen sandigen Anteil von über 50 % geschätzt wurden, ist das Verhältnis  $SiO_2-MnO$  kleiner als 0,32.

In das Schaubild wurden auch Analysen einiger beim Gießen verwendeter feuerfester Stoffe eingetragen: Rohrstein, Pfannenstein und Lehm.

Bei den überwiegend sandigen Gießschäumen kann man drei Gruppen unterscheiden: Die erste liegt in ihrer

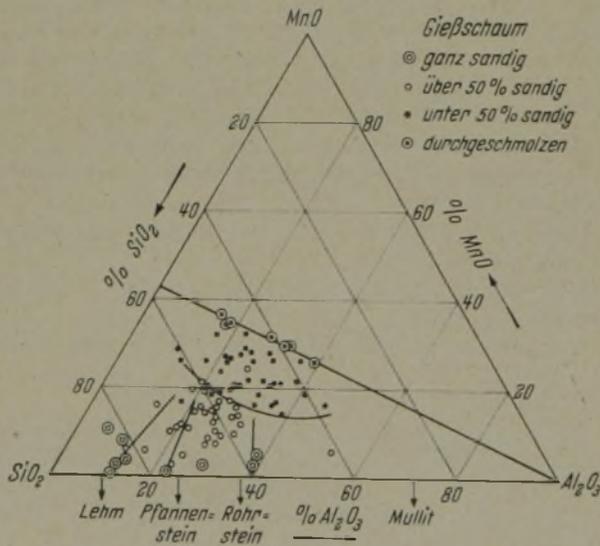


Bild 1. Gießschaumanalysen.

Zusammensetzung etwa auf einer Verbindungslinie vom Bereich der durchgeschmolzenen Gießschäume zur Zusammensetzung der Fugenmasse und des Lehmes. Die zweite Gruppe folgt etwa einer entsprechenden Linie von den durchgeschmolzenen Gießschäumen zu einer Zusammensetzung, die bei der des Pfannensteines liegt. Endlich liegen zwei Gießschäume in der Nähe der Zusammensetzung der Gießrohr- und Kanalsteine. Bei einigen Proben gemischter Zusammensetzung wurde versucht, die beiden Bestandteile sandig und durchgeschmolzen dadurch sauber zu trennen, daß der feingemahlene Gießschaum in einer Flüssigkeit, deren spezifisches Gewicht zwischen dem der zu trennenden

Stoffe lag, zentrifugiert wurde<sup>2)</sup>. Die Zusammensetzungen der so getrennten Teile liegen ungefähr an den entgegengesetzten Grenzen dieser Gießschaumanalysen.

Um festzustellen, ob es sich bei den durchgeschmolzenen Teilen des Gießschaumes um Desoxydations- oder

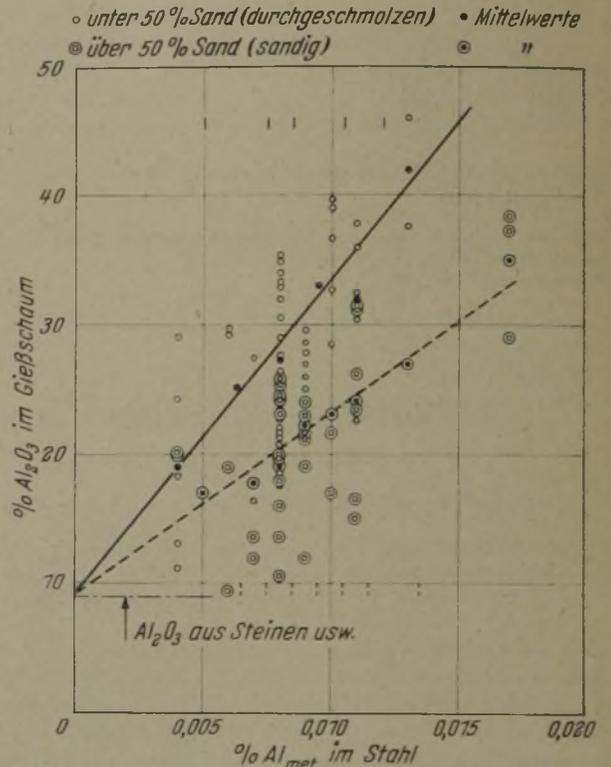


Bild 2. Verhältnis  $Al_{met}$  im Stahl :  $Al_2O_3$  im Gießschaum.

Oxydationsprodukte, die aus dem Stahl entstanden sind, handelt, wurde untersucht, ob sich Beziehungen zwischen ihren Oxyden und der Zusammensetzung des Stahles finden ließen. Tatsächlich konnte eine Abhängigkeit des Tonerdegehaltes vom Aluminiumgehalt sowohl bei durchgeschmolzenem als auch bei sandigem Gießschaum festgestellt werden (Bild 2).

Die Werte streuen allerdings stark, weil die Desoxydationsprodukte meist nur einen Teil des Gießschaumes bilden. Da infolgedessen auch nur ein Teil der Tonerde aus dem Stahl stammt, gehen auch die Mittellinien nicht durch den Nullpunkt. Ferner zeigt die Linie der sandigen Gießschäume eine schwächere Neigung als die der durchgeschmolzenen Proben, weil bei den letzten der Anteil an aus dem Stahl stammenden Oxyden größer ist.

Eine Bestätigung dafür, daß die durchgeschmolzenen Gießschäume Oxydations- oder Desoxydationsprodukte sind, liefert auch ein Vergleich mit den von Gießknochen angefertigten Rückstandsanalysen<sup>3)</sup>. Sie liegen teilweise im Gebiet der Gießschaumanalysen, nur sind sie im Durchschnitt tonerdereicher.

Wie später gezeigt wird, bestehen die Rückstände aus Desoxydationsprodukten. Der geringere Tonerdegehalt der Gießschäume könnte durch Verunreinigung durch die hochkieselsäurehaltigen feuerfesten Stoffe bedingt sein. Wahrscheinlich ist aber die Verschiebung der Zusammensetzung durch die unterschiedliche Entstehungstemperatur bedingt; denn die Rückstände in

<sup>2)</sup> Für die Durchführung dieser Versuche sei Herrn Dr. H. Stützel Dank gesagt.

<sup>3)</sup> Diese Bestimmungen wurden entsprechend dem elektrolytischen Verfahren von P. Klinger und W. Koch [Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 569/82 (Chem.-Aussch. 124) und Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch.-Ber., 1 (1938) S. 49:65] im Chem. Laboratorium der Firma Fried. Krupp A.-G. durchgeführt.

den Gießknochen stellen die zuallerletzt, also bei tiefster Temperatur, entstandenen Oxyde dar.

Zur Beurteilung des Gießschaumes ist auch wichtig, wie er während des Gießens Art und Zusammensetzung ändert. Zum Teil erscheint er schon bei Beginn des Gießens in der Kokille. Meist handelt es sich dabei um feste Teilchen, die auf abgeplatze feuerfeste Stoffe hinweisen. Während des Vollgießens steigt der durchgeschmolzene Anteil. Am besten kann man die Veränderung erkennen, wenn man Gießschaumproben, die nacheinander aus derselben Kokille genommen wurden, in ein Schaubild einträgt (Bild 3). Man erkennt, daß die eine Gruppe der überwiegend durchgeschmolzenen Proben bei gleichbleibendem Kieselsäuregehalt an Tonerde ab- und an Manganoxydul zunimmt und der Zusammensetzung von bei Laboratoriumsversuchen gefundenen Oxydationsprodukten zustrebt. Die nach rück-

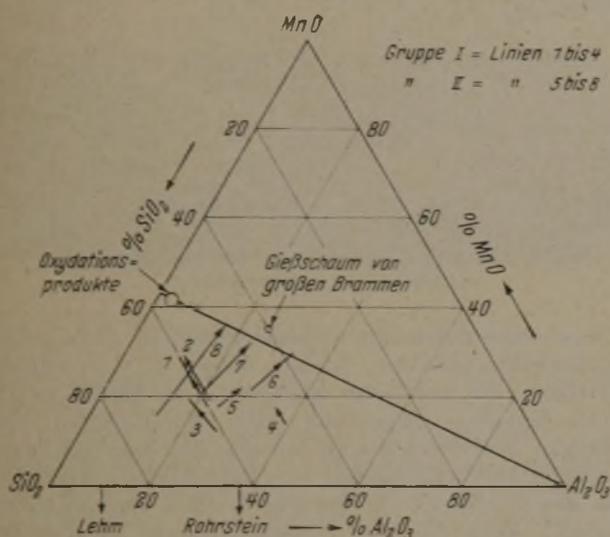


Bild 3. Veränderungen des Gießschaums in einzelnen Kokillen.

wärts verlängerten Linien treffen auf der SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Seite die Zusammensetzung der Rohr- und Kanalsteine. Die zweite Gruppe der vorwiegend sandigen Proben nimmt an Tonerde und Manganoxydul zu und an Kieselsäure ab. Ihre rückwärtigen Verlängerungen treffen sich bei der Zusammensetzung des Lehmes.

Hieraus geht zunächst noch einmal hervor, daß die Schäume eine Mischung aus Desoxydationsprodukten mit feuerfesten Stoffen sind, wobei der Anteil der ersten mit Fortschreiten des Gießens steigt. Die beiden Gruppen entstehen dabei durch die Beteiligung zweier verschiedener feuerfester Stoffe. Weiter müssen aber auch die flüssigen Anteile in den beiden Gruppen verschieden sein, nämlich bei der ersten Gruppe tonerdeärmer als bei der zweiten. Man könnte daran denken, daß hieran eine Reaktion des kieselsäurereichen Lehmes mit dem Mangan Gehalt des Stahles schuld sei, die zu einer Verminderung des Kieselsäuregehalts führte. Näherliegen würde allerdings die Annahme, daß die Unterschiede durch die Entstehungstemperaturen der flüssigen Oxyde in der Weise bedingt sind, daß die bei höheren Temperaturen entstandenen Einschlüsse noch tonerdeärmer, die bei tieferen gebildeten tonerdereicher waren.

In Bild 3 ist auch die mittlere Zusammensetzung von Gießschäumen großer, steigend vergossener Brammen eingetragen, die bei Erreichen des Massekopfes abgezogen wurden und bei 35 % MnO vollkommen flüssig waren. In der Richtung ihrer Zusammensetzung verändern sich die Gießschäume 5 bis 8 dieser Abbildung.

Um zum Vergleich Unterlagen über die Zusammensetzung reiner Oxydationsprodukte zu erhalten, wurde in Laboratoriumsversuchen flüssiger Stahl mit Preß-

luftoxydiert und die entstehende Schlacke untersucht. Bei zwei verschiedenen Temperaturen wurden insgesamt 16 Schmelzen mit verschiedenen Silizium-, Mangan- und Aluminiumgehalten durchgeführt. Die Analysen sämtlicher Schlacken drängen sich am kieselsäurereichen Ende der in Bild 1 festgelegten Grenzlinie zusammen (s. Bild 3). Auffällig ist der geringe Tonerdegehalt. Deshalb lassen sich diese Schlacken auch nicht mit der in Bild 2 erhaltenen Beziehung des Aluminiumgehaltes im Stahl zur Tonerde in der Schlacke in Einklang bringen. Jedoch bestand auch bei den Oxydationsversuchen ein klarer Zusammenhang zwischen dem Tonerdegehalt und dem Aluminiumgehalt der vor der Oxydation genommenen Stahlproben. Der Unterschied in den Tonerdegehalten ist darin zu suchen, daß mit fallender Temperatur bei Aluminium die Affinität zum Sauerstoff stärker ansteigt als beim Silizium. Die Versuche stützen also die Annahme, daß die steigenden Tonerdegehalte der Gießschäume eine Folge der sinkenden Entstehungstemperaturen sind. Bei den Laboratoriumsversuchen konnten sie deshalb nicht erreicht werden, weil die Temperaturen in der Kokille sicherlich schon im Erstarrungsbereich des Stahles liegen. Außerdem war bei der Oxydation mit Preßluft die Möglichkeit örtlicher Ueberhitzung nicht ausgeschlossen.

Auch um zu beurteilen, wieweit es sich bei den durchgeschmolzenen Gießschäumen um Ergebnisse aus einer Reaktion zwischen Stahl und feuerfesten Stoffen handeln könnte, wurden in Anlehnung an F. Körber und W. Oelsen Vergleichsversuche durchgeführt. Die Ergebnisse bestätigen die Erwartung, daß der Stahl mit Schamottesteinen nach der Formel  $\text{SiO}_2 + 2 \text{Mn} = 2 \text{MnO} + \text{Si}$  reagiert und die Oberfläche der Steine unter Schlackenbildung angegriffen wird. Die Zusammensetzung der Schlacke weist jedoch geringere Manganoxydulgehalte auf, als sie die durchgeschmolzenen Gießschäume haben.

Zu der Frage, ob feuerfeste Stoffe durch mechanische Beimengungen den Stahl verunreinigen, ist es wichtig, daß im Gießschaum öfter, besonders beim Angießen, abgeplatze Steinstücke festgestellt wurden. Durch die Untersuchung wurde nachgewiesen, daß sie meist von Kanalsteinen stammten.

Bei unten offenen Kokillen konnten im Gießschaum weiterhin abgeplatze Teile des Lehms und der Fugenmasse festgestellt werden. So zeigten kurz nach dem Angießen aus der Form gefischte Proben teilweise das feine sandige Gefüge des gebrannten Lehms, die sich deutlich von den gröberen Steinen unterschied. Fugenmasse, die 17 % Ruß enthält, konnte durch den Glühverlust nachgewiesen werden, der bis zu 10 % betrug. Ein Teil des Rußes hatte sich bis zur Probenahme natürlich schon verflüchtigt, außerdem war die Fugenmasse immer durch Lehm etwas verunreinigt. Auch die schwarze Farbe sandiger Stücke zeigte die Anwesenheit von Fugenmasse an. Durch vollständiges Austreiben der flüchtigen Bestandteile kann sich ihr Kieselsäuregehalt bis auf 91 % erhöhen. Dies erklärt den bis 87,6 % betragenden Kieselsäureanteil mancher Gießschaumproben.

Um die Herkunft der feuerfesten Stoffe im Gießschaum nachweisen zu können, wurden auch Versuche unternommen, diese Stoffe mit geringen Mengen von solchen Metallsalzen zu vermischen, die spektralanalytisch nachgewiesen werden können. So wurden bei Gespannen, bei denen Fugenmasse mit 0,2 % Sr verwendet wurde, im Gießschaum 0,1 % Sr nachgewiesen.

Nach den beschriebenen Untersuchungen kann man somit die Entstehung des Gießschaumes auf zwei Hauptursachen zurückführen: die eine bilden die verwendeten feuerfesten Stoffe, die andere Oxydations- und Desoxydationsprodukte des Stahles.

- Die erste Ursache ist hauptsächlich bewiesen durch:
1. Die chemische Untersuchung im Vergleich zu den verwendeten feuerfesten Stoffen.
  2. Die Trennbarkeit in zwei Bestandteile durch Zentrifugieren.
  3. Die Veränderung des Gießschaumes während des Gießens.
  4. Aus Kokille gefischte feuerfeste Stoffe.
  5. Versuche mit feuerfesten Stoffen besonderer Zusammensetzung.

Die Beteiligung von Desoxydations- und Oxydationsprodukten an der Gießschaumbildung ergibt sich aus folgendem:

1. Die Beziehung zwischen Stahl- und Gießschaumzusammensetzung, besonders zwischen Tonerde (Gießschaum) und Aluminium (Stahl).
2. Der Vergleich mit Rückstandsanalysen.
3. Die Veränderung des Gießschaumes während des Gießens.
4. Der Vergleich mit im Laboratoriumsversuch hergestellten Oxydationsprodukten.

Zum Vergleich mit dem bisher besprochenen Gießschaum von steigend gegossenen Blöcken wurden auch einige Proben untersucht, die bei größeren, fallend gegossenen Blöcken von 6 bis 20 t Gewicht genommen worden waren. Sie waren immer durchgeschmolzen. Aus der Lage der Analysen in *Bild 4* erkennt man die Beziehung der Gießschaum- zur Stahlzusammensetzung, besonders zur Höhe der Aluminium-

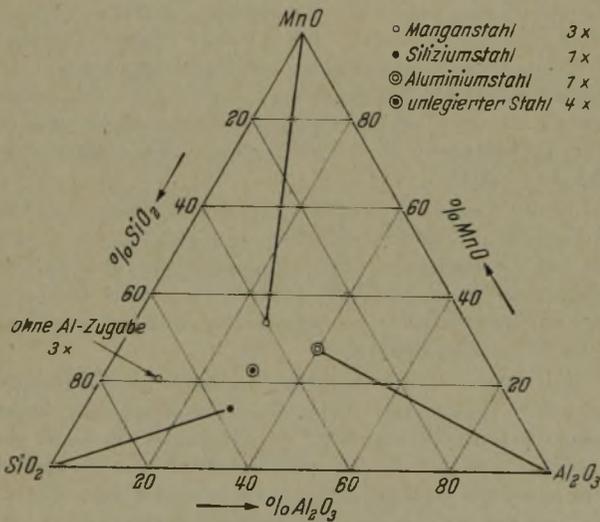


Bild 4. Gießschaum bei fallendem Gießen.

zugabe. Ohne Aluminium beruhigte Stähle wiesen Gießschäume nur sehr geringen Tonerdegehalt auf, während der Gießschaum eines mit 0,06% Al beruhigten Stahles den höchsten Tonerdegehalt hatte.

Des weiteren erkennt man, daß keine der bei fallendem Guß festgestellten Gießschaumzusammensetzungen im Gebiet der sandigen Gießschäume bei fallendem Guß liegt, vielmehr der Manganoxydulgehalt immer höher als 15% ist. Dies ist ein weiterer Beweis für die Beteiligung feuerfester Stoffe im ersten Fall.

Ferner ist bemerkenswert, daß in diesen Gießschäumen auch eine klare Beziehung zwischen dem Eisenoxydulgehalt und dem Verhältnis  $Cr_2O_3 : Cr$  festgestellt werden konnte.

Als weitere Verunreinigung wurden Abscheidungen, die von den Seiten der Blöcke abgelöst wurden, untersucht. Ihre Zusammensetzung entspricht ungefähr derjenigen der Gießschäume mit mehr als 50% sandigem Anteil (*Bild 5*). Durchgeschmolzener Gießschaum bleibt demnach nicht an der Kokillenwand hängen. Im übrigen heben sich wiederum Gruppen ab, die andeuten, daß an der Bildung der Abscheidungen

Lehm, Fugenmasse und verschiedene feuerfeste Steine beteiligt sind.

Die bei steigendem Guß anfallenden Gießknochen zeigen ein sehr verschiedenartiges Aussehen. Teilweise

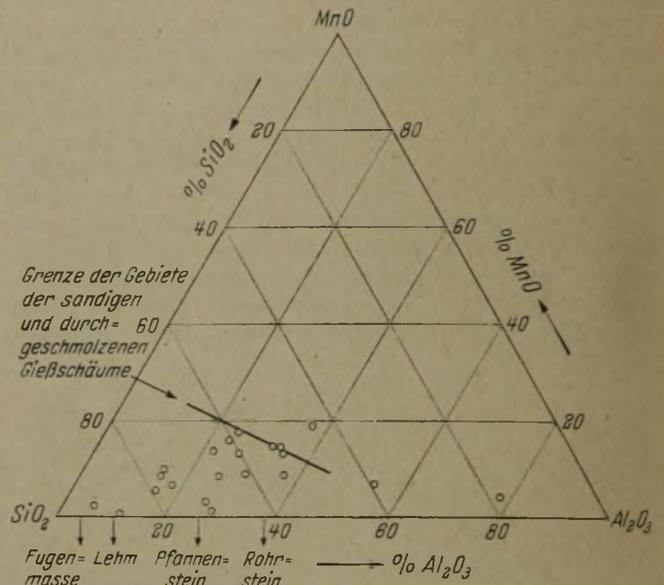


Bild 5. Zusammensetzung von der Blockoberfläche abgelöster Verunreinigungen.

ist ihre obere Seite mit nichtmetallischen Abscheidungen bedeckt, teilweise fehlen diese, die metallische Oberfläche ist matt oder glänzend. In *Bild 6* ist ein glatter Knochen abgebildet. Die porenartigen Vertiefungen sind durch die an den Kanalsteinen haftenden Abscheidungen entstanden. In *Bild 7* ist auf der Oberseite des Knochens ein Streifen weißen Pulvers zu erkennen. Auch die untere Seite ist nicht so glatt wie beim ersten Knochen. Schließlich sind in *Bild 8* die Oberseiten zweier Knochen mit durchgeschmolzenen Abscheidungen dargestellt. Zwischen diesen kennzeichnenden Arten der Abscheidungen gibt es natürlich auch Zwischenstufen. An den Innenflächen der vom Stahl beim Vergießen durchflossenen Kanalsteine finden sich nach dem Erkalten graugrüne glasige Schichten

Oben



Unten

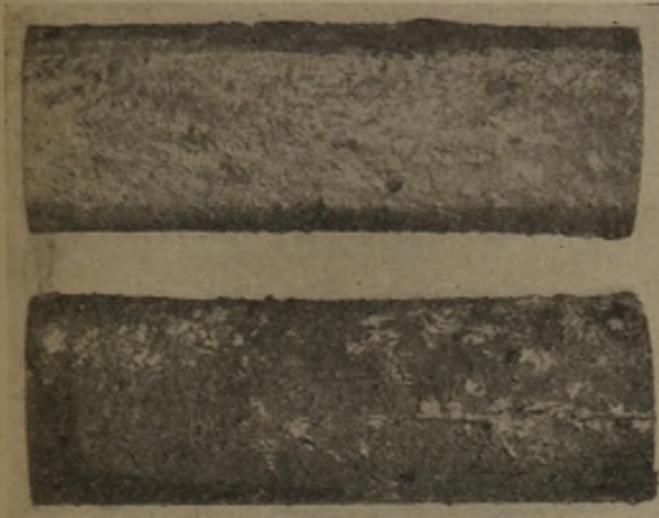
Bild 6. Glatter Gießknochen.

vor, die an der Oberseite am stärksten (bis zu einigen Millimetern Dicke) ausgebildet sein können. Der Kanalquerschnitt kann hierdurch so stark verändert werden, daß die Knochen auf der Oberseite abgeflacht sind. Auch wenn die Knochen glatt, ohne Abscheidungen,

sind, können die Kanalsteine solche Ablagerungen zeigen.

Da es denkbar ist, daß ein Teil dieser Ausscheidungen in die Blockform gelangt und unter ungünstigen Umständen dort nicht abgeschieden wird, sondern als Sandstelle im Stahl verbleibt, ist es wünschenswert,

Oben



Unten

Bild 7. Gießknochen mit pulverigen Abscheidungen.

auch hier die Bedingungen, die zu ihrem Entstehen führen, zu klären.

In den Bildern 9 und 10 ist ein Ueberblick über die Zusammensetzung der verschiedenen Ausscheidungen gegeben. Bild 9 zeigt, daß die Abscheidungen auf den Knochen meist einen ziemlich hohen Tonerdegehalt (etwa 65 %) haben. Weiter ist bemerkenswert, daß auch hier der Manganoxydulgehalt immer unterhalb oder höchstens auf der Linie liegt, die bereits als obere Begrenzung für die Gießschaumanalysen (Bild 1) gefunden wurde und auf der auch die Zusammensetzung der reinen Oxydationsprodukte lag. Einige Analysen nähern sich der Zusammensetzung des Kanalsteins. Hier waren wohl abgeplatzte und leicht verschlackte Teilchen der Steine am Knochen hängengeblieben.

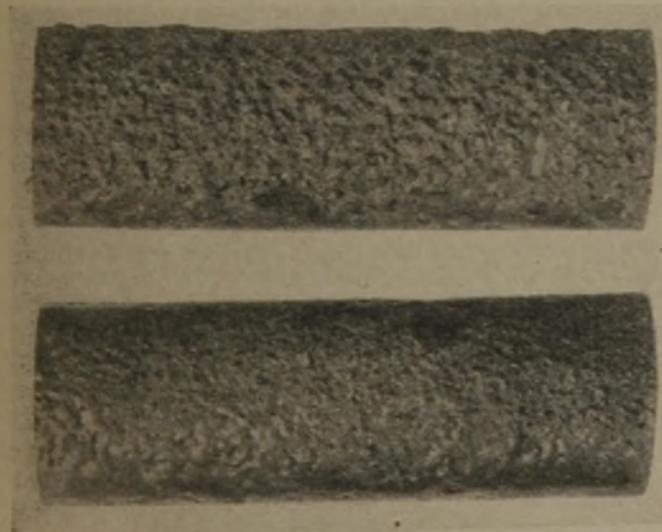


Bild 8. Gießknochen mit durchgeschmolzenen Abscheidungen.

Die Analysen der durchgeschmolzenen Abscheidungen streuen in ihrer Zusammensetzung weniger und weisen einen höheren Manganoxydulgehalt auf als die pulverigen. Das Manganoxydul erniedrigt also den Schmelzpunkt.

Bild 10 zeigt, daß bei den Abscheidungen auf den Kanalsteinen der Manganoxydulgehalt im allgemeinen

noch höher lag als bei den durchgeschmolzenen Knochenabscheidungen. Wenn sie auftraten, war die graugrüne Schicht auf den Kanalsteinen immer so dünn, daß sie nicht mehr untersucht werden konnte. Bei Schmelzen, die, wie höher manganhaltige Schmelzen, immer glatte Knochen lieferten, war die Schicht der an den Kanalsteinen haftenden Abscheidungen besonders dick. Der Ort, an dem die Abscheidungen nach dem Erkalten gefunden werden, scheint also mit ihrer Viskosität in dem Sinne zusammenzuhängen, daß die manganoxydulreichsten, dünnflüssigsten vorzugsweise am Kanalstein haften bleiben — wohl weil sie ihn etwas angreifen —, die zähen, höherschmelzenden auf dem

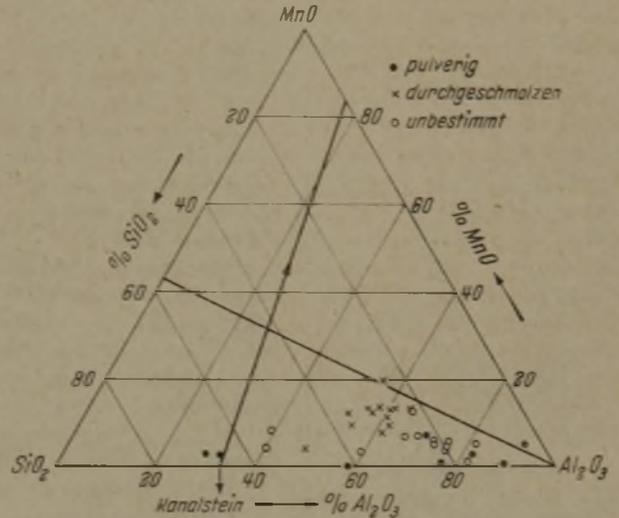


Bild 9. Abscheidungen auf Gießknochen.

Gießknochen sitzen. Aus dem Bild geht ferner hervor, daß die Abscheidungen auf den Kanalsteinen bei glatten Knochen teilweise im Gebiet der Gießschäume liegen. Deshalb ist es wahrscheinlich, daß beide zum Teil dieselbe Entstehungsursache haben.

Die Analysen der Kanalsteinabscheidungen bei pulverigen Knochenabscheidungen sind tonerdereicher als der Durchschnitt. Damit erklärt sich die Schwermelzbarkeit dieses Bestandteils.

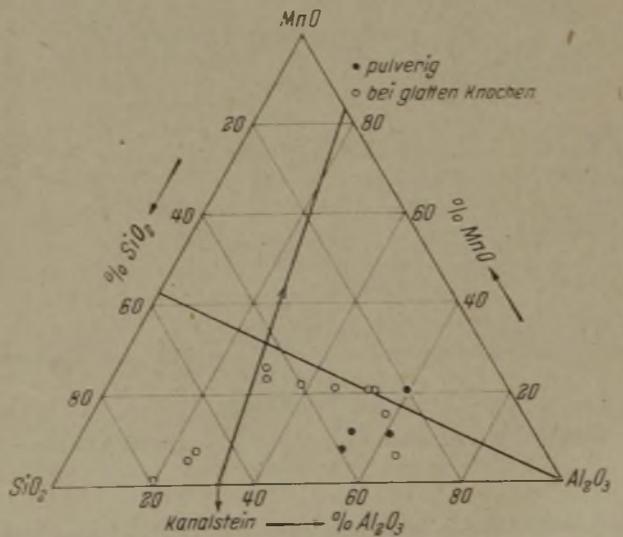


Bild 10. Abscheidungen auf Kanalsteinen.

Um Beziehungen zwischen den Knochenabscheidungen und der Stahlzusammensetzung oder der Art der Desoxydation festzustellen, wurde das Aussehen der Gießknochen bei 43 Schmelzen verschiedener Stahlmarken (unlegierten, Silizium- und Manganstählen) beobachtet. Dabei wurden drei Gruppen unterschieden:

1. glatte Knochen,
2. Knochen mit durchgeschmolzenen und
3. mit pulverigen Abscheidungen.

Zunächst wurde vermutet, daß das Verhältnis des Mangans zum Silizium im Stahl einen Einfluß auf das Aussehen der Knochen hätte, jedoch war dies nicht festzustellen. Auch unter Berücksichtigung des analytisch festgestellten Gehalts an metallischem Aluminium ergaben sich keine

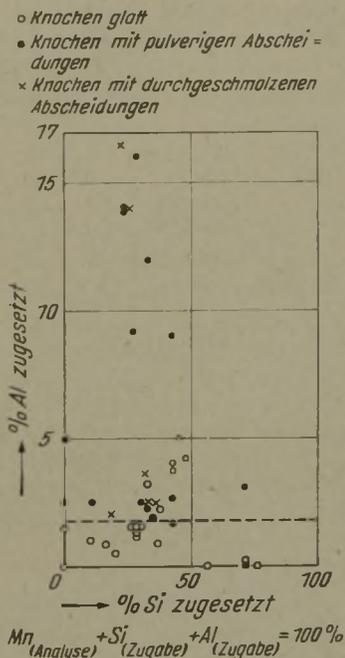


Bild 11. Desoxydation und Knochenaussehen.

Beziehungen. Jedoch fand sich eine Beziehung zur Menge der zugesetzten Desoxydationsmittel Silizium und Aluminium. Bild 11 zeigt seinen Einfluß auf die Bildung von Gießknochenabscheidungen. Die Beziehungen der desoxydierenden Elemente untereinander wurden dabei durch Umrechnung der Summe von Mangan-Analyse + Silizium-Zugabe + Aluminium-Zugabe auf 100 % dargestellt. Der Uebergang von glatten Knochen zu solchen mit Abscheidungen liegt bei etwa 1,7 % Anteil des zugegebenen Aluminiums an der Gesamtmenge der Desoxydationsmittel.

Der besondere Einfluß des Mangangehalts kommt auch zum Aus-

druck, wenn man, wie im Bild 12, das Verhältnis  $\frac{[Mn]}{[Si] \cdot [Al]}$  dem Verhältnis  $\frac{(MnO)}{(SiO_2) \cdot (Al_2O_3)}$

in einfach logarithmischem Maßstab gegenüberstellt. Der Zähler enthält dabei das verflüssigende Oxyd Manganoxydul, der Nenner die schwerschmelzenden Oxyde und die entsprechenden Elemente. Die Gebiete der Abscheidungen auf Gießknochen und Kanalsteinen

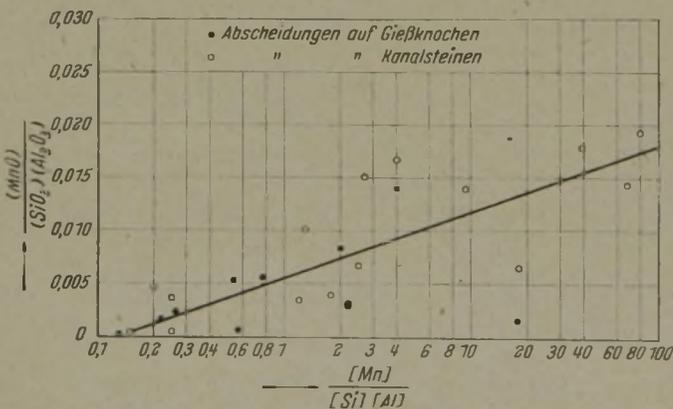


Bild 12. Knochenabscheidungen und Stahlzusammensetzung.

überdecken sich teilweise, was bei der gleichartigen Bildungsweise erklärlich ist.

Da nach den vorhergehend geschilderten Versuchsergebnissen angenommen werden mußte, daß die oxydischen Ausscheidungen weitgehend Desoxydationsprodukte sind, wurden, wie schon erwähnt, auch die oxydischen Rückstände im Stahl selbst mit in die Untersuchungen einbezogen und dazu von einer Anzahl Knochen verschiedener Stahlmarken auf elektrolytischem Wege Rückstandsanalysen angefertigt.

Wenn man die durchschnittliche Zusammensetzung der Rückstände von drei hochsiliziumhaltigen Schmelzen, von vier Mangan- und drei mit viel Aluminium beruhigten Schmelzen ermittelt, ergibt sich, daß das im Stahl vorherrschende Desoxydationselement sowohl einen erhöhten Anteil an den Oxyden als auch an den Abscheidungen auf Knochen und Kanalsteinen stellt. In Bild 13 sind die Rückstandsanalysen, unterteilt nach dem Aussehen der Knochen, eingetragen. Man erkennt deutlich, daß der Rückstand bei glatten Knochen mehr Manganoxydul enthält, als wenn die Knochen Abschei-

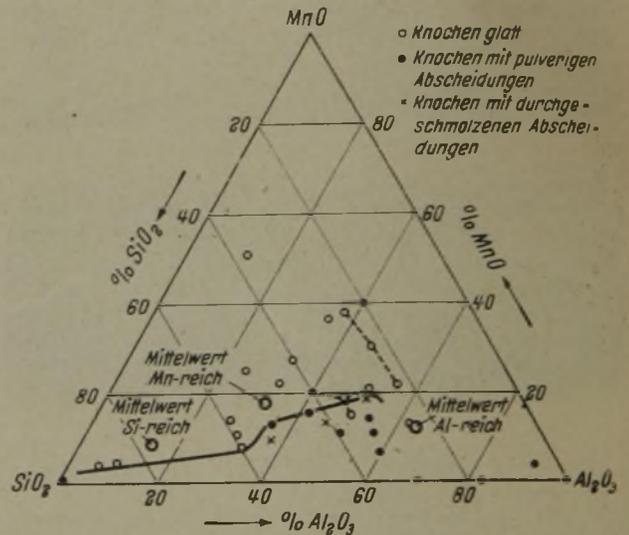


Bild 13. Rückstandsanalysen.

dungen aufweisen. Da manganreiche Schmelzen glatte Knochen ergeben, zeigt sich hier auch der Zusammenhang mit der Stahlanalyse.

Ferner wurden die Beziehungen zwischen Rückstandsanalyse und Stahlzusammensetzung in der gleichen Weise wie bei den Gießknochen- und Kanalsteinabscheidungen untersucht. Eine gewisse Abhängigkeit ergab sich wieder bei einer Gegenüberstellung des Verhältnisses

$$\frac{[Mn]}{[Si] \cdot [Al]} \text{ und } \frac{(MnO)}{(SiO_2) \cdot (Al_2O_3)}$$

doch war die Streuung der Werte außerordentlich groß. Eine Abhängigkeit wurde auch zwischen dem Aluminiumgehalt des Stahles und dem Tonerdegehalt des Rückstandes und zwischen dem Silizium- und Kieselsäuregehalt gefunden. Deutliche Beziehungen traten aber erst bei Berücksichtigung von Schmelzen mit sehr hohem Silizium- oder Aluminiumgehalt hervor.

Es ist mehrfach versucht worden, durch eine geeignete Gestaltung der Gießkanäle Oxyde, die aus den Kanälen in die Kokillen gelangen könnten, festzuhalten, beispielsweise durch Aussparungen in den Kanalsteinen, jedoch ohne Erfolg. Auch bei siphonartigen Steinen, die in besondere Gespannplatten eingebaut waren, wurden keine größeren Mengen an Abscheidungen beobachtet, so daß die Annahme berechtigt ist, daß die im Kanalstein ausgeschiedenen Oxyde in der Hauptmenge nicht weitergeschwemmt werden und die in der Blockform erscheinenden Desoxydationsprodukte größtenteils erst dort entstehen.

Zusammenfassend kann somit zur Entstehung der Abscheidungen auf Gießknochen und Kanalsteinen und der im Stahl enthaltenen Rückstände gesagt werden, daß sie überwiegend aus Desoxydationsprodukten des Stahles bestehen und deshalb von dessen Zusammensetzung und Desoxydation abhängig sind. Aus Mangan entstandenes Manganoxydul verringert die Viskosität der Oxydgemische und erleichtert dadurch eine Reaktion mit den aus Schamotte

bestehenden Kanalsteinen. Hierdurch bleiben die Abscheidungen am Kanalstein haften, der Knochen erscheint glatt. Umgekehrt erhöht ein größerer Aluminiumzusatz ( $> 0,02\%$ ) durch die entstehende Tonerde die Viskosität so stark, daß die Kanalsteine kaum noch angegriffen werden; die Abscheidungen erscheinen dann auf den Knochen. Unter gewissen Bedingungen (z. B.  $Mn < 0,60\%$  bei  $Mn + Si + Al = 1\%$ ) werden die Abscheidungen nicht verflüssigt, sondern bleiben pulverförmig bis gesintert.

Bei Radreifen, die aus den untersuchten Schmelzungen hergestellt wurden, trat eine Anzahl von Sandstellen während der Verarbeitung auf und führte zur Verwerfung. Sie wurden ebenfalls untersucht, zum Teil nach mikroanalytischen Verfahren. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in Bild 14 eingetragen worden. Auffallend ist, daß der Manganoxydgehalt fast allgemein sehr niedrig ist (0 bis 5%) und nur in wenigen Fällen bis auf 20% steigt. Kieselsäure und Tonerde schwanken in weiten Grenzen. Dement-

tet auf Desoxydationsprodukte. Ein Ausnahmefall ist das Vorkommen größerer Steinstücke als „Sandstellen“. In einem Falle ergab die Untersuchung, daß der Einschluß aus Kanalsteinmasse bestand. Zur Vermeidung von Sandstellen ist demnach vor allem eine Verbesserung der feuerfesten Steine anzustreben; sie müssen unempfindlicher gegen Temperaturwechsel werden. Lehm und Fugenmasse sind besonders bei nasser Vermauerung der Kanalsteine gefährlich; denn falls sie beim Vergießen nicht vollkommen getrocknet sind, werden sie durch die einsetzende Dampfentwicklung in ihrem Zusammenhang gelockert. Bei Trockenmauerung der Kanalsteine, bei der die Zwischenräume mit feinem Sand ausgefüllt werden, liegen die Verhältnisse etwas günstiger. Es muß ferner darauf geachtet werden, daß bei der Desoxydation möglichst dünnflüssige Produkte, z. B. solche mit erhöhtem Manganoxydgehalt, entstehen. Durch eine Senkung der zugegebenen Aluminiummenge, die bei genügendem Mangananteil durch einen erhöhten Siliziumzusatz ausgeglichen wird, müßte also das kritische Gebiet vermieden werden können. Wenn allerdings Zusammensetzung und Desoxydation der verschiedenen Stahllarten aus anderen Gründen nicht geändert werden können, müssen feste Abscheidungen und damit Sandstellen in gewissen Mengen in Kauf genommen werden. So finden sich Sandstellen auch nur äußerst selten bei Blöcken, die in geeigneter Weise hergestellt werden, d. h. aus fallend mit richtiger Geschwindigkeit vergossenem, gut ausgekochtem (sauerstoffarmem) Stahl, der mit wenig oder ohne Aluminiumzusatz desoxydiert wurde.

Zur abschließenden Uebersicht über die beim Vergießen des Stahles festgestellten und untersuchten Abscheidungen sind in Bild 15 die Gebiete, in denen die Analysen ihrer verschiedenen Arten liegen, noch einmal gemeinsam eingetragen. Wie man sieht, überschneiden sich die Gebiete vielfach. Dies weist, wie bereits mehrfach erwähnt, darauf hin, daß an verschiedenen Stellen vorgefundene Abscheidungen desselben Ursprunges sein können. So deckt sich das Gebiet der Gießschäume zum Teil mit den Zusammensetzungen der Rückstände.

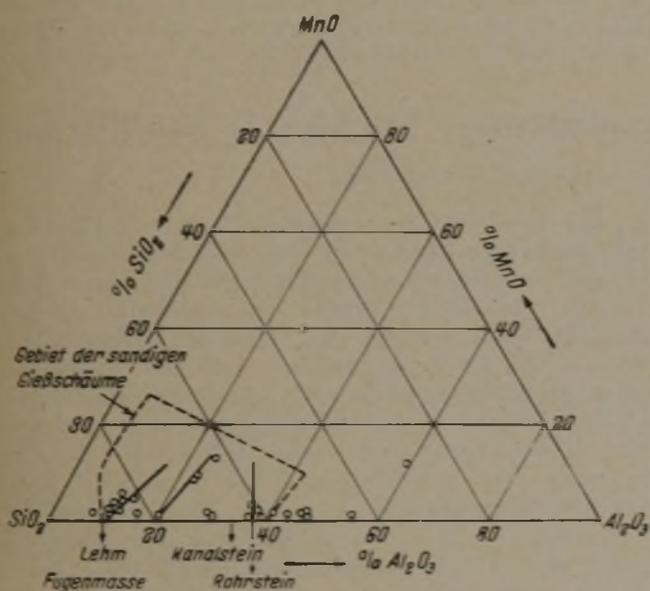


Bild 14. Sandstellen in Radreifen.

sprechend waren die Proben alle „sandig“. Für sie gilt also offenbar dasselbe wie für die an der Blockoberfläche vorgefundene Abscheidungen: Durchgeschmolzene leichtflüssige Schlacken steigen auf, sandige schwerschmelzende Bestandteile verbleiben im Stahl, entweder an der Oberfläche oder im Block.

Beim Vergleich dieser Sandstellen mit der Zusammensetzung der anderen Abscheidungen erkennt man, daß sich Sandstellen nur in solchen Gebieten finden, in denen auch andere sandige oder pulverige Abscheidungen auftreten. Hieraus kann man schließen, daß Sandstellen aus denselben Ursachen wie sandiger Gießschaum oder nicht durchgeschmolzene Abscheidungen in den Gießkanälen entstehen, d. h. aus feuerfesten Stoffen, mit denen der flüssige Stahl in Berührung kommt, und aus unverflüssigten Desoxydations- oder Oxydationsstoffen. Deshalb konnte auch keine Beziehung der Sandstellen zur Stahlzusammensetzung gefunden werden. Bei den aus feuerfesten Stoffen entstandenen Sandstellen besteht eine solche nicht. Für die aus Desoxydationsprodukten gebildeten sollte es zwar der Fall sein, jedoch genügen die wenigen vorhandenen Werte nicht zu ihrer Auffindung.

Häufungen in der Gegend der Zusammensetzung des Lehmes und der Fugenmasse sowie in der Nähe des Kanalsteines weisen darauf hin, daß diese Stoffe besonders stark an den Sandstellen schuld sind. Der erhöhte, über 40% liegende Tonerdegehalt einiger Proben deu-

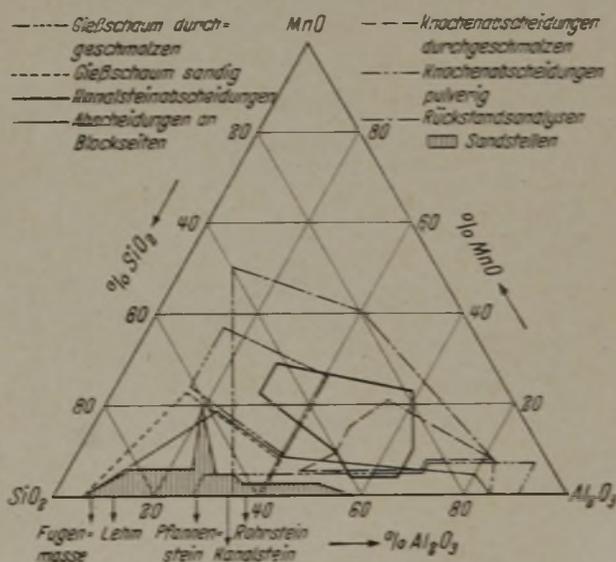


Bild 15. Uebersicht über die Gebiete oxydischer Abscheidungen beim Vergießen des Stahles.

der Sandstellen sowie der Abscheidungen auf Gießknochen, auf Kanalsteinen und an den Seiten von Blöcken. Die Zusammensetzung durchgeschmolzener Knochenabscheidungen ist denen der Kanalsteinabscheidungen sehr ähnlich. Das wichtige Gebiet der Sandstellen in Blöcken liegt innerhalb desjenigen der Abscheidungen an den Blockseiten und erstreckt sich über

den von sandigen Gießschäumen und nicht durchgeschmolzenen Knochenabscheidungen eingenommenen Raum. Dabei fällt noch auf, daß das Gebiet der Sandstellen längs der Kieselsäure-Tonerde-Kante nur bis zu einem höchsten Tonerdegehalt von 60 % reicht, während nach den Ergebnissen der Gießknochenuntersuchungen durch hohe Aluminiumzugabe bedingte feste Ausscheidungen auch noch höhere Tonerdegehalte aufweisen. Daß diese Ausscheidungen nicht mehr unter den Sandstellen zu finden sind, kann daran liegen, daß von einer gewissen Höhe der Aluminiumzugabe ab sich die tonerdehaltigen Einschlüsse nicht mehr zusammenballen und keine groben Sandstellen mehr bilden, sondern nur noch zu Einschlüssen führen, die im Stahl feiner verteilt sitzenbleiben.

Die Untersuchungen zeigen weiter, daß während der gesamten Abkühlung des Stahles immer neue Desoxydationsprodukte gebildet werden. Eine völlige Abscheidung wird dadurch erschwert oder unmöglich gemacht. Dabei scheint mit fallender Temperatur auch der Tonerdegehalt der Abscheidungen zuzunehmen. Dies ist auch der Grund, warum die Gießschäume im Mittel am tonerdeärmsten, die Rückstandsanalysen am tonerdereichsten sind.

### Zusammenfassung

Die Ergebnisse der Arbeit schließen sich den bisherigen Darstellungen des Schrifttums zwanglos an. So ist die Möglichkeit der Verunreinigung des Stahles durch feuerfeste Stoffe schon mehrfach erwähnt worden. Der Einfluß, den nach Feststellung von mehreren Seiten der Schmelzverlauf sowie der Vorgang des Abstechens und Vergießens auf die Entstehung von Einschlüssen hat, läßt sich damit erklären, daß hierdurch die Art der entstehenden Oxyde und ihre Abscheidungsmöglichkeiten beeinflusst werden. Aus Einsatz und Schmelzverlauf ergibt sich der Endzustand des Bades vor dem Abstechen, beispielsweise Sauerstoffgehalt, Temperatur, Mangananteil usw. Zu langsames oder zu stürmisches Laufen des Stahles beim Abstich verursacht entweder zu starke Oxydation oder erhöht die Beanspruchung der Rinne und Pfanne und ermöglicht zu frühen Schlacken-zulauf. Die richtige Gießtemperatur begünstigt das Abscheiden von Verunreinigungen.

Ueber diese allgemeinen Feststellungen hinaus geben die vorstehenden Untersuchungen genauere Hinweise, wie die Art der oxydischen Ausscheidungen mit der Desoxydation zusammenhängt und durch die Zusammensetzung des Stahles beeinflusst wird.

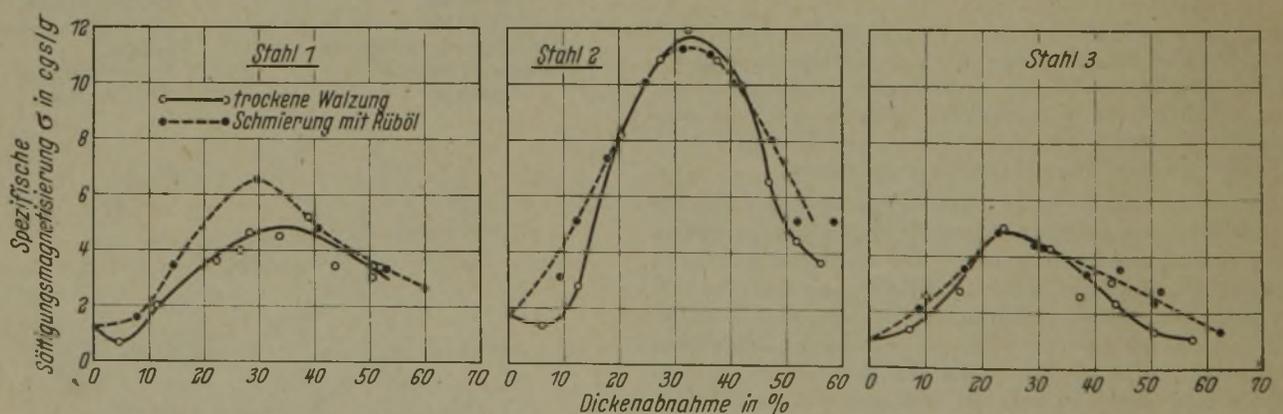
## Einfluß des Kaltwalzens auf die Eigenschaften hochfester Stahlbänder

Von Wilhelm Puzicha — (Schluß zu Seite 860)

### Magnetisches Verhalten der gewalzten Bänder

Aus dem Schrifttum ist bekannt<sup>10)</sup>, daß die spezifische Sättigungsmagnetisierung der austenitischen Stähle mit steigender Kaltverformung stark zunimmt, wobei nur die stickstofflegierten Stähle eine Ausnahme bilden. Die eigenen Versuchsergebnisse bestätigen diese Beobachtung für eine Walzung mit stufenweise aufgebrachtener Verformung bei Raumtemperatur (Reihe II). Bei den Walzversuchen mit bei Raumtemperatur in einem Stich aufgebrachtener Dickenabnahme (Reihe I) ergab sich jedoch überraschenderweise (Bilder 37 bis 39), daß die Kurven für die Sättigungsmagnetisierung der Stähle 1, 2 und 3 zunächst ansteigen, dann einen Höchstwert durchlaufen und bei Dickenabnahmen über etwa

Bei der Walzung mit stufenweise aufgebrachtener Dickenabnahme ergibt sich, daß die Sättigungsmagnetisierung in noch höherem Maße als die Zugfestigkeit von der Anzahl der Stufen, auf welche die Gesamtdickenabnahme verteilt wird, abhängt. Man erkennt in den Bildern 40 bis 42, daß mit sinkender Abnahme je Stich die Sättigungsmagnetisierung stark zunimmt. Die in den Bildern 40 bis 42 gestrichelt eingezeichneten Kurven entsprechen dem ersten Teil der für Abnahme in einem Stich gefundenen. Bei den Stählen 1 und 3 erreicht die mit Stufen von je 10 % gewalzte Probe fast den dreifachen Wert der mit 30 %-Stufen gewalzten. Je höher die erreichte Zugfestigkeit liegt, desto höhere Werte nimmt also bei den austenitischen Stählen ohne Stickstoffzusatz auch die Sättigungsmagnetisierung an



Bilder 37 bis 39. Sättigungsmagnetisierung der mit Abnahme in einem Stich bei Raumtemperatur gewalzten Proben der Stähle 1 bis 3 in Abhängigkeit von der Dickenabnahme (Reihe I).

30 % wieder abfallen, wobei in einem Falle (Stahl 3) sogar der Ausgangswert wieder erreicht wird. Der Betrag des Höchstwertes liegt für Stahl 2 etwa doppelt so hoch wie für die Stähle 1 und 3. Die an Stahl 4 gefundenen Meßwerte lassen sich nicht einer Kurve zuordnen. Ihre Beträge sind so gering (zwischen 0,10 und 0,15 cgs/g), daß sie innerhalb der durch die Probenentnahme und das Meßverfahren selbst bedingten Fehlergrenze liegen.

<sup>10)</sup> Scherer, R., G. Riedrich und H. Kessner: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 347/52 (Werkstoffaussch. 585).

und stellt damit die Verwendbarkeit des Werkstoffes für viele Zwecke, für die ein nicht magnetisierbarer Stahl verlangt wird, in Frage. Bei Stahl 4 ergeben sich auch bei Abnahme in Stufen durchweg Werte von etwa 0,15 cgs/g.

Die Ursache für die niedrige Sättigungsmagnetisierung bei hohen Abnahmen in einem Stich konnte in der Temperaturerhöhung im Walzspalt infolge der in Wärme umgesetzten Formänderungsarbeit vermutet werden. Daher sollte der mit Stahl 1 durchgeführte

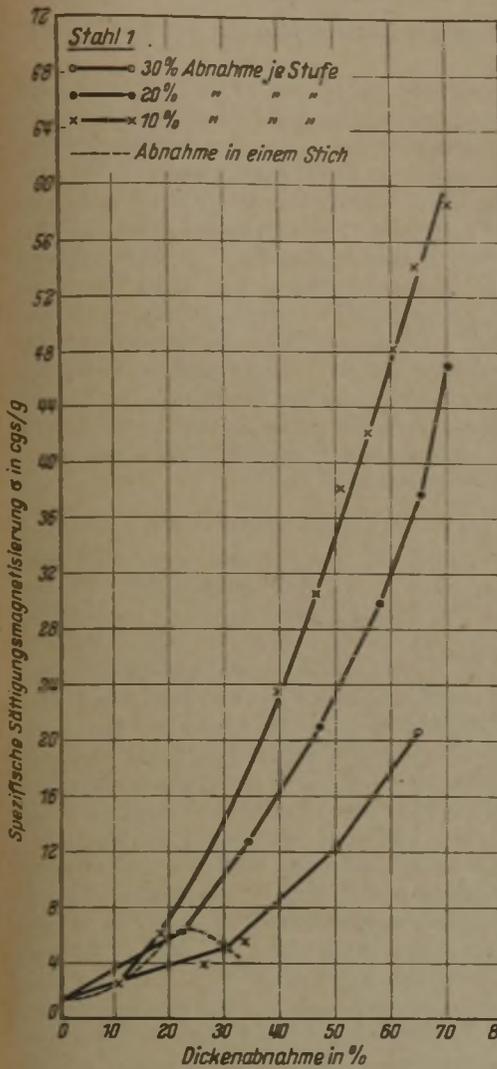


Bild 40.

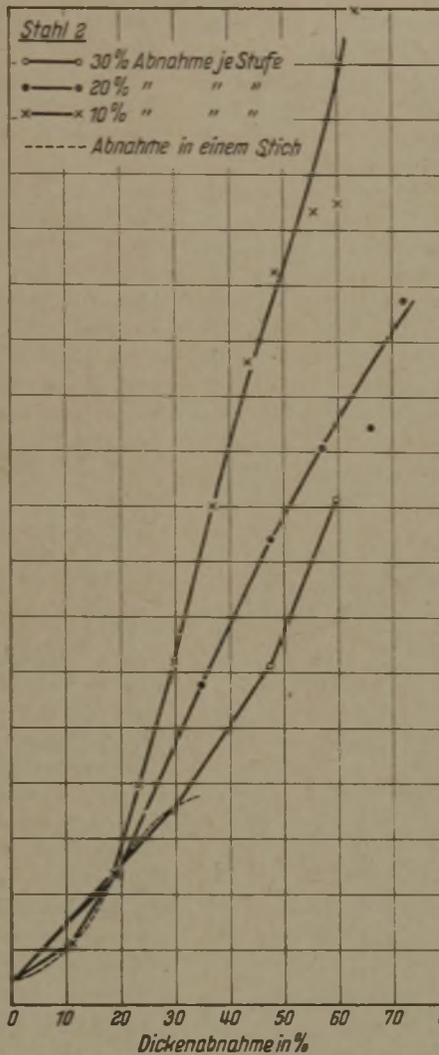


Bild 41.

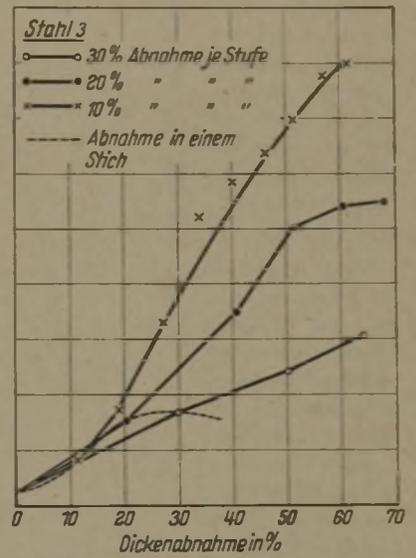


Bild 42.

Bilder 40 bis 42.  
Sättigungsmagnetisierung der mit Abnahme in Stufen bei Raumtemperatur gewalzten Proben der Stähle 1 bis 3 in Abhängigkeit von der Gesamtdickenabnahme (Reihe II).

Versuch, von verschiedenen Walzanfangstemperaturen ausgehend, mit steigender Abnahme in einem Stich zu walzen (Reihe III), Aufschluß über den Einfluß der Walztemperatur auf die magnetischen Eigenschaften des gewalzten Bandes geben. Wie aus Bild 43 hervorgeht, wurde hier eine sehr deutliche Abhängigkeit gefunden. Wie bei Raumtemperatur zeigen die Kurven auch in der Kälte einen deutlich ausgeprägten Höchstwert, dessen Betrag jedoch bei  $-76^\circ$  etwa den 9fachen und bei  $-183^\circ$  etwa den 18fachen Wert des bei Raumtemperatur gefundenen Höchstwertes annimmt. Mit steigender Walztemperatur wird die Sättigungsmagnetisierung merklich erniedrigt. Es ist besonders zu betonen, daß die Walzanfangstemperatur diese Umwandlungsvorgänge maßgeblich beeinflusst; denn hinter der Walze wurde die Temperatur aller Proben mit der größten Abnahme gleichmäßig zu etwa  $120^\circ$  bestimmt. Wie auch die Walzdruckkurven zeigten, ist anzunehmen, daß unabhängig von der Temperatur vor dem Walzen bei allen Proben mit der größten Abnahme im Walzspalt etwa dieselbe mittlere Temperatur herrschte. Aus der Temperaturbestimmung am auslaufenden Band ist jedoch nur schwer auf die wirklichen Temperaturverhältnisse im Walzspalt zu schließen, da der Temperaturausgleich innerhalb des Bandes und bei der geringen Banddicke auch der Wärmeausgleich mit der Umgebung außerordentlich rasch vor sich gehen<sup>11)</sup>.

Die aus flüssiger Luft heraus gewalzten Proben wurden nach dem Anlaßverfahren von H. Kessner<sup>12)</sup> metallographisch untersucht, das Ferrit neben

Austenit zu erkennen gestattet. Der Schliff wird zunächst schwach in kochender Salzsäure geätzt und dann bei 500 bis 700° an Luft erwärmt, bis sich Anlaßfarben zeigen. Dabei eilt der Austenit dem Ferrit in der Anlaßfarbe voraus, so daß der Austenit bereits dunkelbraun bis rot oder violett erscheint, während der Ferrit noch gelb bis hellbraun ist. Auch in der Schwarz-Weiß-Aufnahme mit orthochromatischer Platte erscheint der Ferrit hell neben dem dunkler wirkenden Austenit (Bilder 44 bis 46).

Die vorgenommenen magnetischen Messungen zeigen, daß eine irreversible Umwandlung in die  $\alpha$ -Phase, wie sie von F. Wever und K. Mathieu<sup>13)</sup> für Manganstähle bei tiefer Temperatur beschrieben wurde, bei keinem der untersuchten Stähle stattfindet und die in Bild 43 dargestellten Vorgänge auf das Zusammenwirken von Temperatur, Druck und Verformung zurückzuführen sind.

Die Walzungen der vier austenitischen Stähle bei  $200^\circ$  ergaben für die Reihe IV mit Abnahme in jeweils einem Stich bei den Stählen 1, 2 und 3 Sättigungswerte, die sehr bald auf etwa 0,5 cgs/g und darunter abfallen, während die bei der Reihe V mit Abnahme in Stufen gefundenen Meßwerte erst oberhalb etwa 30 bzw. etwa 45% bei Stahl 1 diesen Wert erreichen (Bilder 47 bis 49). Für Stahl 4 wurden Werte bei 0,1 cgs/g gefunden (Bild 50). Besonders bei hohen Abnahmen tritt also bei erhöhter Walzanfangstemperatur kein Unterschied mehr zwischen der Walzung mit Abnahme in jeweils einem Stich und der mit stufenweise aufgebracht Verformung auf.

<sup>11)</sup> Siehe auch Eichinger, A., und W. Lueg: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23 (1941) S. 21/30; vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 275.

<sup>12)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 145/46.

<sup>13)</sup> Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 22 (1940) S. 9/18; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 122.

Dieses auch betriebmäßig durchführbare Verfahren gestattet also bei einer Erniedrigung der Zugfestigkeit gegenüber der Walzung bei Raumtemperatur, die jedoch durch Anwendung einer höheren Gesamt- abnahme zum Teil wieder ausgeglichen werden kann, die Herstellung eines Bandes hoher Festigkeit von geringer Sättigungsmagnetisierung, wie sie bisher nur durch Legieren mit Stickstoff möglich war.

Nach Abschluß der Arbeit wurden an anderen Stellen durchgeführte Untersuchungen<sup>14)</sup> bekannt, die für austenitische Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stähle ebenfalls ein Walzen bei etwa 200 bis 450° vorschlagen, um die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung bei der Kaltverformung zu vermeiden.

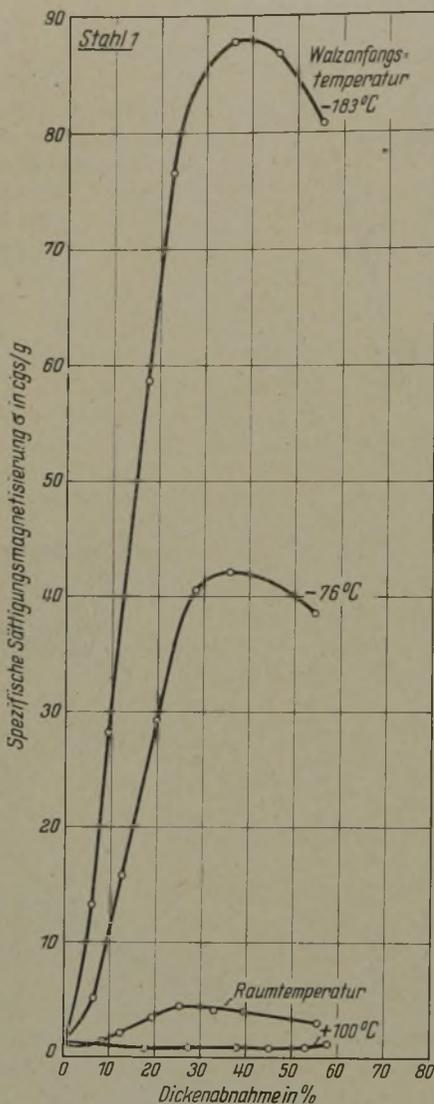


Bild 43. Sättigungsmagnetisierung der mit Abnahme in einem Stuch bei verschiedener Walzanfangstemperatur gewalzten Proben des Stahles 1 in Abhängigkeit von der Dickenabnahme (Reihe III).

tungen bei gleichzeitig durchgeführten Untersuchungen überein.

In einer Arbeit von H. Cornelius<sup>17)</sup>, die bis auf Stahl 3 die hier untersuchten Stähle bei praktisch gleicher chemischer Zusammensetzung beschreibt, bleiben die erreichten höchsten Zugfestigkeitswerte bis auf Stahl 5 durchweg kleiner als in der vorliegenden Arbeit. Während dort die Bänder im gewalzten Zustand vorlagen, werden ihre Eigenschaften hier in Abhängigkeit von der Art der Walzbehandlung und dem Grad der Dickenabnahme verfolgt. Die Beobachtung, daß bei nichtaustenitischen Bändern eine Wärmebehandlung eine größere Steigerung der Zugfestigkeit erwarten läßt als die Kaltverformung, wird bestätigt. Die Untersuchungen von Cornelius über das Korrosionsverhalten der Bänder werden hier durch eine Prüfung auf interkristalline Korrosion ergänzt.

Prüfung auf interkristalline Korrosion

Bei Stahl 1 wiederholte sich die aus dem Schrifttum bekannte Beobachtung<sup>18) 19)</sup>, daß kaltgewalzte Bänder von korrodierenden Flüssigkeiten stärker angegriffen werden als weiche. Im übrigen war bei allen Proben dieses Stahles nach 100 h Kochzeit ein gleichmäßig geringer Angriff der Oberfläche zu erkennen, ohne daß sich jedoch ein Kupferniederschlag bildete. Bei dem Chrom-Mangan-Stahl 2 zeigte sich nach 100 h, daß die Proben mit kleiner Verformung wesentlich stärker angegriffen werden als die mit einem Stuch von etwa 30 % Dickenabnahme oder mehreren kleineren Stichen stärker verformten. Man erkennt aus Bild 51, daß mit zunehmender Verformung der Angriff abnimmt. Wo bei der Glühung der Proben Chromkarbide auf den Korngrenzen gebildet worden sind, geht aus den an Chrom verarmten Randschichten Eisen in die Lösung, aus der sich dafür Kupfer niederschlägt. An der zweiten Probe von links in Bild 51 bestätigt sich die Beobachtung von E. Houdremont und P. Schafmeister<sup>20)</sup>, daß die zusätzlich kaltverformten Schnittkanten stehenbleiben, woraus sie schließen, daß die Kaltverformung die interkristalline Korrosion hintanhält, weil sich die Karbide nicht nur auf den Korngrenzen, sondern auch auf den Gleitflächen ausscheiden und damit feiner verteilen. Eine ähnliche Abstufung des Korngrenzenangriffs mit der Dickenabnahme zeigte sich bei den Stählen 3 und 4.



Bild 44.

Dickenabnahme in %: 5,9  
Magnetische Sättigung in cgs/g: 13,12  
Wahrscheinlicher Ferritgehalt in %: 9



Bild 45.

17,7  
58,65  
40



Bild 46.

22,8  
76,60  
50

Bilder 44 bis 46. Anlaßätzung zur Unterscheidung von Ferrit neben Austenit in Proben von Stahl 1, nach Walzung aus flüssiger Luft ( $\times 100$ ).

In einem Vorbericht wurde bereits ein Teil der hier beschriebenen Versuchsergebnisse, die sich auf Stahl 1 beziehen, veröffentlicht<sup>15)</sup>. Sie stimmen im wesentlichen mit den von K. Mathieu<sup>16)</sup> beschriebenen Beobach-

bei denen die Versuche nach 19 bzw. 4 h abgebrochen wurden, da die Lösung infolge lebhafter Reaktion überkochte. Im Vergleich zu Stahl 1 und auch noch gegen-

<sup>14)</sup> Amerikanische Patentschrift Nr. 1 918 731; DRP. Nr. 630 195.

<sup>15)</sup> Puzicha, W.: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 920/21.

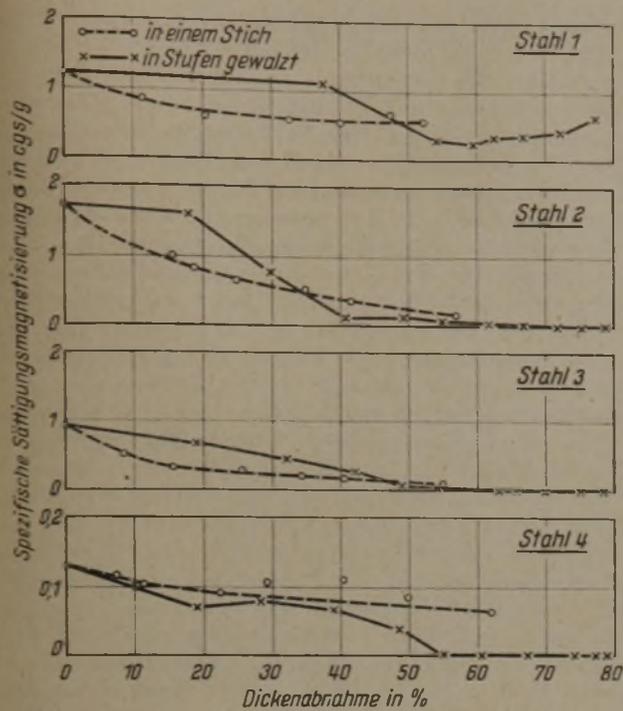
<sup>16)</sup> Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) S. 243/48; Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 215/18.

<sup>17)</sup> Luftf.-Forsch. 20 (1943) S. 1/15; vgl. Stahl u. Eisen 63 (1943) S. 338/40.

<sup>18)</sup> Monypenny-Schäfer: Rostfreie Stähle. Berlin 1928, S. 258/59. Babakow, A.A.: Stal 1 (1941) S. 91/93.

<sup>19)</sup> Murakami, T.: Japan Nickel Rev. 4 (1936) S. 572/91.

<sup>20)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 187/91 (Werkstoff-aussch. 229).



Bilder 47 bis 50. Sättigungsmagnetisierung der mit Abnahme in einem Stuch und in Stufen bei 200° Anfangstemperatur gewalzten Proben der Stähle 1 bis 4 in Abhängigkeit von der Gesamtdickenabnahme (Reihe IV und V).

über Stahl 2 sind diese Stähle also stärker für Kornzerfall anfällig.

Bei den mit 200° Walz anfangs temperatur und Dickenabnahme in Stufen gewalzten Proben des Stahles 1 (Reihe V) zeigte sich nach 100 h Kochzeit keinerlei Angriff oder Kupferniederschlag. Die Prüfung von Stahl 2 ergab auch beim Walzen mit 200° Anfangstemperatur, daß die nur wenig verformten Proben stark angegriffen werden, während der Angriff mit steigender

sungen verfolgten Phasenumwandlung ist nicht zu erkennen. Für die Anfälligkeit für interkristalline Korrosion ist weniger die phasenmäßige als die chemische Zusammensetzung<sup>21)</sup> und die Oberflächenbeschaffenheit der Proben von Bedeutung. J. W ulf f<sup>22)</sup> stellte fest, daß der Angriff an Poren und Rissen beginnt. Die Chrom-Mangan-Stähle sind stärker anfällig als der Chrom-Nickel-Stahl, was jedoch wahrscheinlich auf den bei Stahl 1 niedrigeren Kohlenstoffgehalt mit zurückzuführen ist<sup>23)</sup>. Die Tatsache, daß stark verformte Proben weniger angegriffen werden als diejenigen mit kleinerer Dickenabnahme, kann nach Untersuchungen von E. C. Rollason<sup>24)</sup> darin ihre Erklärung finden, daß bei hohen Dickenabnahmen das Gebiet der Anfälligkeit, das von Temperatur und Dauer der Glühung bestimmt wird, mit 2 h Haltezeit bei 700° bereits durchlaufen ist. Nach Rollason wäre für diese Proben bei kürzerer Glühdauer ein Kornzerfall zu erwarten.

Folgerungen aus den Versuchsergebnissen

Die durchgeführten Kaltwalzversuche belegen die hohe Verfestigungsfähigkeit der austenitischen Stähle im Vergleich zu den weniger kaltverfestigungsfähigen unlegierten und niedriglegierten Stählen. Dabei lassen die auf einem Walzgerüst mit 60-mm-Streckwalzen erzielten Ergebnisse eine weitere Verfestigung bei Anwendung eines geringeren Walzendurchmessers erwarten. Als weiteren Vorzug weisen die austenitischen Stähle dabei die besseren Bruchdehnungswerte auf, die einen ersten Hinweis auf die Verarbeitbarkeit des Bandes bei der spanlosen Verformung geben. Es ist zu erwarten, daß für Tiefzieharbeiten und bei der Herstellung von Profilen aus Bandstahl die austenitischen sich den übrigen Stählen überlegen zeigen.

Der bisher bei der Kaltverformung austenitischer Stähle als unvermeidlich angesehenen Steigerung der spezifischen Sättigungsmagnetisierung bei den im abgeschreckten Zustand praktisch unmagnetischen Werkstoff-

Zunehmende Verformung →



Bild 51. Korrosionsproben von Stahl 2, die bei Raumtemperatur mit 10 Stufen von je 10% Dickenabnahme gewalzt wurden, nach zweistündiger Glühung bei 700° und 100stündigem Kochen in Kupfersulfat-Schwefelsäure-Lösung (Reihe II).

Verformung abnimmt. Stahl 3, bei dem die Lösung nach Ueberkochen neu aufgefüllt wurde, zeigte nach 100 h einen etwas stärkeren Angriff als Stahl 2. Die drei ersten Proben wurden unter einem starken, zusammenhängenden Kupferniederschlag vollständig gelöst, während der Angriff mit zunehmender Verformung abnimmt. Bei Stahl 4 wurde gleichfalls nach Ueberkochen die Lösung neu aufgefüllt, um eine Kochzeit von 100 h einzuhalten. Dabei blieb die Probe mit der größten Abnahme etwa zur Hälfte erhalten, während alle übrigen Proben unter dem zunächst gebildeten Kupferniederschlag aufgelöst wurden.

Ein Zusammenhang zwischen dem Verhalten gegen interkristalline Korrosion und der durch Sättigungsmes-

fen, die als Umwandlung des Austenits in Ferrit oder Martensit gedeutet wird<sup>15) 16) 19) 21) 22) 25)</sup>, konnte durch

<sup>21)</sup> Vgl. auch Kocha, H. J.: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 1091/94.

<sup>22)</sup> Corrosion Research Committee. Progress Report Nr. 1 (1936) und Nr. 3 (1937).

<sup>23)</sup> Siehe Chimuchin, F. F., und O. I. Kurowa: Katschestw. Stal 4 (1936) Nr. 6. S. 16/25; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1226/27.

<sup>24)</sup> J. Iron Steel Inst. 127 (1933) S. 391/414; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 1006/07, 54 (1934) S. 859/60.

<sup>25)</sup> Pfeil, L. B., und D. G. Jones: J. Iron Steel Inst. 127 (1933) S. 337/89; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 963/64. Buehl, R., H. Hollomon und J. W ulf f: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. 1120, 17 S., Metals Techn. 6 (1939) Nr. 7.

Erhöhung der Walzanfangstemperatur um wenige hundert Grad über Raumtemperatur wirksam begegnet werden, wobei allerdings ein gewisser Verlust an Zugfestigkeit in Kauf genommen werden muß. Es ist jedoch zu erwarten, daß sich bei einer Steigerung der Gesamt- abnahme die beim Walzen in der Wärme erzielten Zugfestigkeitswerte noch erhöhen lassen. Damit wird durch ein geeignetes Walzverfahren die Herstellung eines austenitischen Stahlbandes hoher Festigkeit möglich, das praktisch nicht magnetisierbar ist, eine Forderung, die bisher nur durch Legierung mit Stickstoff erfüllt werden konnte.

In Bild 52 wurden auf Grund der Walzversuche mit Dickenabnahme in Stufen zu je 10 % bei Raumtemperatur, für die Walzung in Stufen bei 200° und für die Walzung bei Raumtemperatur mit Abnahme in einem Stich die Verfestigungskurven der Versuchsstähle mit gemeinsamem Ausgangspunkt schematisch dargestellt, um einen Vergleich der Steigung zu ermöglichen. Man erkennt, daß für die Walzung in Stufen bei Raumtemperatur die Steigung der Verfestigungskurven

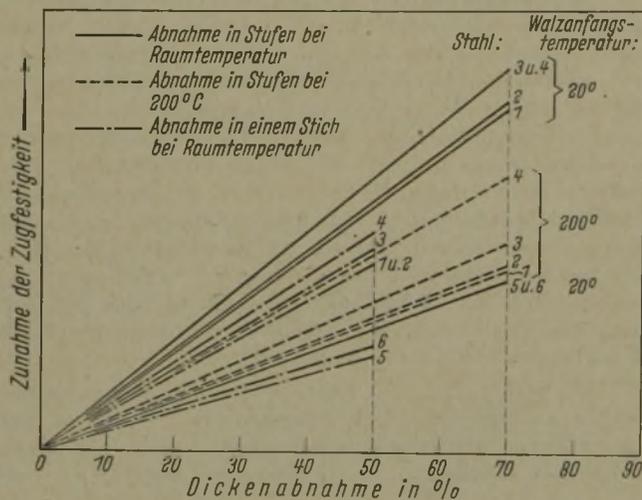


Bild 52. Verfestigungskurven für die Versuchsstähle bei 20 und 200° Walzanfangstemperatur in schematischer Darstellung.

der austenitischen Stähle 1 bis 4 bei den gewählten Maßstäben etwa den doppelten Betrag des Steigungsmaßes für die Kurve der Stähle 5 und 6 erreicht. Auch bei 200° Walzanfangstemperatur zeigen die austenitischen Stähle und dabei besonders der stickstofflegierte Stahl 4 immer noch eine stärkere Verfestigung als der unlegierte Stahl, für den nach Untersuchungen von A. P o m p und W. L u e g<sup>26)</sup> bei einer Erhöhung der Walztemperatur von 20 auf 200° eine andere Steigung der Verfestigungskurve nicht zu erwarten ist. Wenn die Gesamt- abnahme anstatt in kleinen Stufen in einem Stich aufgebracht wird, ergibt sich auch bei den Stählen 5 und 6 eine verringerte Zugfestigkeit.

Die bei der Kaltverformung erzielte Verfestigung der Stähle kann man zunächst als reine Formänderungsverfestigung auf die Verzerrung des Kristallgitters durch Gleitung und Kornstreckung zurückführen. Wie aus den Sättigungsmessungen an den bei Raum- und erhöhter Temperatur mit Abnahme in Stufen gewalzten Proben hervorgeht, muß für die besonders starke Verfestigung der austenitischen Stähle eine zusätzlich wirkende Verfestigung durch Phasenumwandlung verantwortlich gemacht werden. Es wurde im Schrifttum schon angedeutet, daß ein Stahl, der in seiner Phasenstabilität an der Grenze des Zustandsfeldes liegt, die stärkste Kaltverfestigung aufweist<sup>27)</sup>. Durch die bildsame Ver-

formung wird die Umwandlung in eine andere Phase begünstigt, wenn diese bei der herrschenden Temperatur beständiger als die anfangs vorliegende ist. So ist bei Raumtemperatur und besonders bei einer Temperaturerniedrigung während der Verformung die  $\alpha$ -Phase des Eisens begünstigt, die sich auf dem Wege über den Martensit, der einen verspannten Ferrit darstellt, bildet, während bei höherer Temperatur die Beständigkeit der  $\gamma$ -Phase erhöht wird. Wo neben der Formänderung und der Temperatur der Druck die Umwandlungsvorgänge maßgeblich beeinflußt, wird bei Einwirkung hoher Drücke die Beständigkeit der Hochtemperaturphase durch Erniedrigung der Umwandlungstemperatur erhöht, wenn sie das kleinere spezifische Volumen hat<sup>28)</sup>. So wird beim Walzen mit Abnahme in einem Stich durch die Formänderung zunächst bei geringen Drücken die Bildung der  $\alpha$ -Phase ermöglicht. Bei einer bestimmten Dickenabnahme wird dabei ein Höchstwert erreicht, bei dessen Ueberschreitung der Druck so stark zunimmt, daß er die Umwandlungstemperatur des  $\gamma$ -Eisens weit genug erniedrigt, um die Phase trotz der Möglichkeit, sich unter Einwirkung der Formänderung umzuwandeln, stabil zu erhalten. Wenn mit Stufen gewalzt wird, deren Größe unter der Abnahme liegt, die auf den fallenden Ast der Kurve führt, so wird beim ersten Stich ein Punkt des steigenden Kurvenastes erreicht, von dem aus sich beim nächsten Stich gleicher Größenordnung ein entsprechendes Kurvenstück anschließt. So entsteht beim Walzen in Stufen eine ansteigende Kurve, deren Steigungsmaß von der Größe der gewählten Stufen abhängt.

Wenn so die hohe Verfestigung der stickstofffreien austenitischen Stähle eine Erklärung durch die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung bei der Verformung zuläßt, bleibt die Frage offen, wodurch die besonders starke Verfestigung des stickstofflegierten Stahles 4, der auch noch bei der Walzung mit 200° Anfangstemperatur eine hohe Kaltverfestigung zeigt und bei keinem der angewandten Walzverfahren eine Erhöhung der Sättigungsmagnetisierung aufweist, bedingt ist. Es liegt nahe, hier die Ausscheidung von Nitriden oder die Bildung einer neuen, unmagnetischen Phase, etwa der in den letzten Jahren im Schrifttum<sup>29)</sup> zunächst als B-Bestandteil, dann als Fe-Cr-Verbindung besprochenen  $\sigma$ -Phase anzunehmen, die durch feinverteilte Ausscheidung auf den Gleitflächen eine zusätzliche Verfestigung bedingen könnten. Mit der Bildung dieser Eisen-Chrom-Verbindung ließe sich auch die Tatsache erklären, daß die Stähle 1, 2 und 3 bei 200° immer noch eine stärkere Verfestigung zeigen als die Stähle 5 und 6 bei Raumtemperatur. R. B u e h l, H. H o l l o m o u und J. W u l f<sup>25)</sup> entnehmen ihren Glühversuchen an kaltgewalztem Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni, daß bei der Kaltverformung neben Ferrit auch feinverteilte Karbide gebildet werden, und weisen auf den Einfluß des Spannungszustandes auf die Sättigungsmagnetisierung hin, so daß sie nicht unbedingt als zuverlässiges Maß für die Ferritbildung angesehen werden kann. Vor der Klärung dieser Fragen wird in der vorliegenden Arbeit deshalb darauf verzichtet, die gemessenen Sättigungswerte in Gehalte an  $\alpha$ -Eisen

<sup>28)</sup> T a m m a n n, G., und G. B a n d e l.: Arch. Eisenhüttenw. 7 (1933/34) S. 571/78 (Werkstoffaussch. 264).

<sup>29)</sup> B a i n, E. C., und W. E. G r i f f i t h s: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs. 75 (1927) S. 166/213; vgl. Stahl u. Eisen 47 (1927) S. 1378/79. B u r g e s s, C. O., und W. D. F o r g e n g: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. 911 (1938). M a r s h, J. S.: Metal Progr. 35 (1939) Nr. 3, S. 269 u. 271/72. S c h a f f m e i s t e r, P., und R. E r g a n g: Techn. Mitt. Krupp, A. Forsch.-Ber., 2 (1939) Nr. 3, S. 15/21; Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 507/10. M o n y p e n n y, J. H. G.: Metallurgia, Manchr., 21 (1940). Nr. 125, S. 142/48. B e c k, P. A.: Metal Progr. 39 (1941) Nr. 1, S. 68/70. K r a i n e r, H., und O. M i r t: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 467/72 (Werkstoffaussch. 583). K r a i n e r, H., und M. N o w a k - L e o v i l l e: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 507/18 (Werkstoffaussch. 588).

<sup>26)</sup> Mitt. K.-Willh.-Inst. Eisenforsch. 15 (1933) S. 81/97; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 810.

<sup>27)</sup> K r i v o b o k, V. N., R. A. L i n c o l n und R. P a t t e r s o n jr.: Trans. Amer. Soc. Met., 25 (1937) S. 637/89.

umzurechnen, wobei eine Sättigung des  $\alpha$ -Eisens im Chrom-Nickel-Stahl von 150 cgs/g zugrunde zu legen wäre<sup>30)</sup>.

**Zusammenfassung**

In Walzversuchen wurde die Verfestigung von vier austenitischen Stählen — einem Chrom-Nickel-, zwei Chrom-Mangan- und einem Chrom-Mangan-Stickstoff-Stahl — sowie von einem patentierten unlegierten und einem niedriglegierten Chrom-Molybdän-Stahl untersucht. Es ergab sich bei Versuchen mit steigender Abnahme in einem Stich, daß der Formänderungswiderstand, der besonders für die austenitischen Stähle bei höheren Abnahmen steil ansteigt, durch Schmierung mit Rüböl erniedrigt werden kann. Er liegt dem Betrage nach für diese Stähle unter dem Formänderungswiderstand des patentierten unlegierten Stahles. Walzversuche in der Wärme und Kälte zeigen die Zunahme des Formänderungswiderstandes mit fallender Temperatur.

Die höchsten Werte der Zugfestigkeit konnten bei Abnahme in zahlreichen kleinen Stichen für den Chrom-Nickel-Stahl und den einen Chrom-Mangan-Stahl mit etwa 160 kg/mm<sup>2</sup> erreicht werden, während der andere Chrom-Mangan-Stahl und der zusätzlich mit Stickstoff legierte Chrom-Mangan-Stahl fast 190 kg/mm<sup>2</sup> Zugfestigkeit erzielen lassen. Bei Verformung in wenigen größeren Stufen zeigten diese Stähle deutlich eine nied-

rige Zugfestigkeit. Der unlegierte und niedriglegierte Stahl ließen sich durch Kaltverformung nur auf 150 bzw. 125 kg/mm<sup>2</sup> verfestigen, wobei ihre Bruchdehnungswerte unter denen für die austenitischen Stähle höherer Festigkeit lagen.

Messungen der spezifischen Sättigungsmagnetisierung lassen erkennen, daß bei den austenitischen Stählen ohne Stickstoffzusatz mit steigender Dickenabnahme in einem Stich ein Höchstwert der Sättigung durchlaufen wird, während bei Verformung in Stufen die Sättigung fortlaufend ansteigt. Walzversuche von verschiedenen Ausgangstemperaturen zeigten die starke Temperaturabhängigkeit der magnetischen Umwandlung bei der Kaltverformung austenitischer Stähle und führten zu einem Walzverfahren bei 200° Walzanfangstemperatur mit vorgewärmten Walzen, bei dem die Zugfestigkeit der Bänder zwar niedriger als bei Raumtemperatur ausfiel, die magnetische Umwandlung aber unterblieb, wie das bei dem stickstofflegierten Stahl schon bei Raumtemperatur beobachtet wurde.

Bei einer Prüfung auf interkristalline Korrosion ergab sich kein Zusammenhang des Widerstandes gegen diesen Angriff mit dem durch magnetische Sättigungsmessungen verfolgten Phasenzustand. Die Anfälligkeit für interkristalline Korrosion nimmt mit steigender Verformung ab.

Die besonders hohe Kaltverfestigung der austenitischen Stähle wird auf den zusätzlichen Einfluß der Phasenumwandlung (oder einer Ausscheidung) zurückgeführt.

<sup>30)</sup> Lange, H., und H. Franssen: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 24 (1942) S. 139/44; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 887/88.

**Umschau**

**Die spezifische Wärme von Abgasen**

Bei der Aufstellung von Wärmebilanzen maschinen- und feuerungstechnischer Untersuchungen spielt die spezifische Wärme eine wesentliche Rolle. Dabei ist bekanntlich zwischen der wahren und der mittleren spezifischen Wärme zu unterscheiden. Für die üblichen Berechnungen kommen vornehmlich physikalische Zustandsänderungen bei gleichbleibendem Druck in Frage. Es ist erkannt worden, daß die spezifische Wärme grundsätzlich temperaturabhängig ist. Allgemein ist die wahre spezifische Wärme ( $c$ ) eines Stoffes ( $G$ ) bei einer Temperatur ( $t$ ) durch die Wärme-

$$dQ = G \cdot c \cdot dt, \tag{1}$$

die mittlere zwischen 0 und  $t$  durch die Beziehung:

$$Q = G \cdot [c]_0^t \cdot t \tag{2}$$

bestimmt. Für die technischen Rechnungen wird durchweg nur die mittlere spezifische Wärme benutzt.

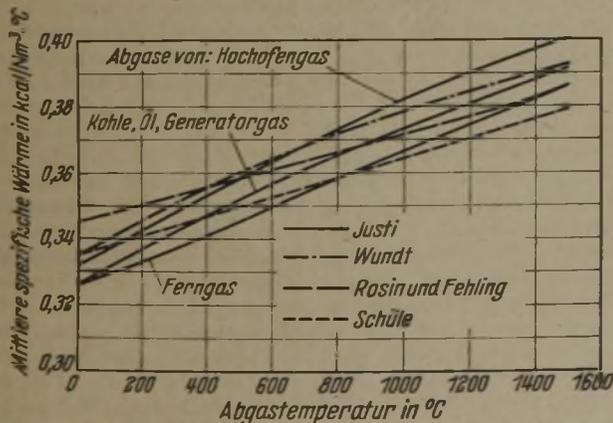


Bild 1. Mittlere spezifische Wärme von Abgasen zwischen 0 und  $t$ °. (Luftüberschuß: 0.)

Da nun, besonders für Abgase, die im Schrifttum vorliegenden Zahlenangaben der spezifischen Wärme je nach der Herkunft mitunter stark voneinander abweichen, wäre es von Bedeutung, die Unterlagen zu prüfen und festzustellen, ob die Unterschiede zu Lasten der Experimentier-technik gehen oder eine Folgeerscheinung neuerer physikalisch-chemischer Erkenntnisse sind.

Bild 1 zeigt für luftsatte Verbrennung (Luftüberschuß = 0) den Verlauf der mittleren spezifischen Wärme von Abgasen zwischen 0 und 1500° nach E. Justi, weiter jenen für Hochofenabgas gemäß drei verschiedenen anderen Nachweisen. Oberhalb 1500° werden die Verhältnisse durch das Auftreten der Dissoziation, d. h. der Spaltung von Kohlen-

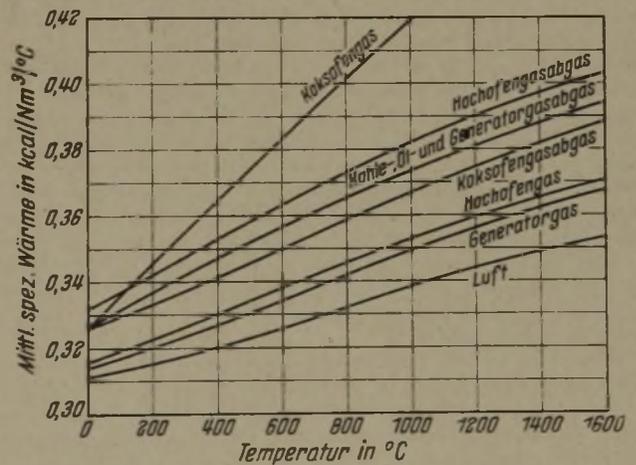


Bild 2. Mittlere spezifische Wärme von Luft, Brenngasen und deren Abgasen in Abhängigkeit von der Temperatur.

säure und Wasser, beeinflußt. Dieser Bereich wurde außer acht gelassen. Der Linienzug von W. Schüle<sup>1)</sup> wurde als geradliniger Mittelwert aller Feuergase festgelegt, die spezifischen Wärmen nach P. Rosin und R. Fehling<sup>2)</sup> sind dem von diesen aufgestellten Wärme-Temperatur-Schaubild (It-Diagramm) durch Umrechnung entnommen. Die Kurve von W. Wundt<sup>3)</sup> ist aus den von ihm angegebenen spezifischen Wärmen der Abgasbestandteile entstanden; die Werte von E. Justi<sup>4)</sup> entsprechen, soweit bekannt, den neusten

<sup>1)</sup> Technische Thermodynamik. Bd. I. 5. Aufl. Berlin 1930. S. 68.

<sup>2)</sup> Das It-Diagramm der Verbrennung. Berlin 1929. Vgl. Z. VDI 71 (1927) S. 283/88.

<sup>3)</sup> Mitt. Wärmestelle VDEh Nr. 60 (1924) S. 121.

<sup>4)</sup> Spezifische Wärme, Enthalpie, Entropie und Dissoziation technischer Gase. Berlin 1938.

Ergebnissen. Bild 1 zeigt deutlich den Grad der Abweichungen. Er beträgt bis zu  $\pm 5\%$ . Dieser Umstand hat naturgemäß eine Rückwirkung auf die rechnerisch ermittelbaren Temperaturen gemäß Gleichung (2)

$$t = \frac{Q}{G \cdot [c]_0} \quad (2a)$$

Es erscheint also angebracht, daß in Fachkreisen einheitlich nur mehr die spezifischen Wärmen nach E. Justi als der neuesten Forschung entsprechend angewendet werden. Sie sind von W. Heiligenstaedt<sup>1)</sup> für die verschiedenen Brennstoffarten berechnet und von H. Schwiedeßen<sup>2)</sup> in Bild 2 dargestellt worden. Marcel Steffes.

## Fortschritte in der Schweißtechnik im Jahre 1942

[Fortsetzung von Seite 867.]

### 4. Eigenschaften der Schweißung

Auf manchen Gebieten der Technik werden Stähle bei tiefen Temperaturen beansprucht, so daß die Frage des Verhaltens von unlegierten und legierten Werkstoffen nach dem Schweißen Beachtung verdient. Versuche in dieser Richtung wurden von H. Holler und H. Schnedler<sup>15)</sup> an unlegierten Stählen mit 0,15 und 0,42% C sowie Stählen mit 0,40% C, 17,7% Cr, 1,8% Mo und 0,08% C, 1,40% Si, 1,15% Mn, 24,7% Cr, 19,3% Ni durchgeführt. Angewendet wurden entsprechende Schweißdrähte für Gasschweißung. Die Prüfung erfolgte bis zu Temperaturen von  $-195,6^\circ\text{C}$ . Es ist bekannt, daß mit abnehmender Temperatur die Zugfestigkeit und Streckgrenze bei Stahl ansteigen, die Zähigkeitseigenschaften, wie Bruchdehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit, abnehmen. Ein ähnliches Verhalten konnte bei allen geschweißten Proben nachgewiesen werden, wobei jedoch das Ausmaß der Versprödung und das Verhältnis zwischen den Eigenschaften im ungeschweißten und geschweißten Zustand sehr unterschiedlich waren. Alle Proben rissen in der Schweißnaht. Während bei dem unlegierten Stahl mit 0,13% C und dem Chrom-Nickel-Stahl der gleiche Kurvenverlauf mit einer allerdings geringeren Festigkeit bei geschweißten Proben zu verzeichnen war, wich bei den beiden anderen Stählen von rd.  $-120^\circ$  ab die Kurvenform von der im ungeschweißten Zustand wesentlich ab. Auch das Verhältnis der Zugfestigkeit im geschweißten und ungeschweißten Zustand war besonders bei Stahl mit 0,42% C sehr ungünstig. Die Streckgrenze steigt mit Ausnahme der des Chrom-Molybdän-Stahles gleichmäßig an. Der Unterschied zwischen geschweißten und ungeschweißten Proben war gering. Besonders ausgeprägt war das Zähigkeitsverhalten, und zwar sinken die Bruchdehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit bei den Stählen ohne Nickelgehalt auf nahezu Null ab. Der Chrom-Nickel-Stahl erscheint für sehr tiefe Temperaturen von den hier untersuchten der geeignete zu sein. Es sei darauf hingewiesen, daß nach amerikanischen Versuchen für die Entharzung von Erdöl, die bei Temperaturen von  $-45$  bis  $-60^\circ$  vorgenommen wird, sich auch reine Nickelstähle bewährt haben.

Der Einfluß von Einbrandkerben auf die Dauerfestigkeit ist an sich bekannt. A. Thum und A. Erker<sup>16)</sup> stellten aber fest, daß die Kerbwirkung bei Einbrandkerben im allgemeinen tiefer liegt, als, äußerlich betrachtet, angenommen werden kann. Dies wurde dadurch bewiesen, daß ein oberflächliches Nachfräsen der Einbrandkerbe nur eine geringfügige Verbesserung der Dauerfestigkeit ergab. Erst ein äußerst sauberes Nachfräsen ergibt eine wesentliche Erhöhung der Dauerfestigkeit. Ein anderes Verfahren, die Dauerfestigkeit bei Kerbwirkung zu steigern, beruht darauf, daß an der Kerbstelle eine Druckspannung erzeugt wird, die von den Verfassern mit einer Druckrolle bewirkt wurde. Auf diesem Wege gelang es, an der Kerbstelle die Dauerfestigkeit des vollen Bleches zu erreichen. Hämmer und schrittweises Drücken erbrachten dagegen keine Verbesserung. Diese Ergebnisse gelten sowohl für weiche als auch für härtere Baustähle, wenn auch bei har-

ten Stählen die erhöhte Kerbempfindlichkeit eher zu Versagern führt. An austenitischen Schweißungen von nichtlegierten Proben fanden die Verfasser, daß Gefügeunregelmäßigkeiten zu einer verringerten Dauerfestigkeit Anlaß geben können. Außerdem führte in diesem Falle die durch Rollen aufgebrauchte Druckvorspannung nicht zur Dauerfestigkeitssteigerung. Weitere Untersuchungen zeigten, daß die durch Schrumpfung entstandenen Zugspannungen eine Abnahme der Dauerfestigkeit von annähernd 30% des Werkstoffs mit Walzhaut ergeben. Diese Ergebnisse decken sich zwar nicht mit denen anderer Forscher, die keinerlei Abnahme feststellen konnten. Ungeklärt ist allerdings die Frage, wie sich große Teile verhalten, da derartige Untersuchungen stets an Proben von beschränktem Querschnitt angestellt werden, die von Natur aus geringere Einspannungen aufweisen.

Zur Frage der Schweißung und der Eigenschaften nickelplattierter Stähle nimmt G. Richter<sup>17)</sup> Stellung. Die untersuchten Bleche von 10 mm Dicke hatten eine Nickelplattierung von 10 bis 20% der Gesamtdicke. Der Grundwerkstoff hatte eine Zugfestigkeit von etwa 37 kg/mm<sup>2</sup>. Die Gasschweißung erfolgte zunächst, wie bei plattierten Stählen meistens üblich, von der Stahlseite aus. Die Rückseite wurde anschließend sauber ausgekreuzt und unter Verwendung von Nickelschweißpulver mit Nickeldraht verschweißt. Bei der Lichtbogenschweißung wurde die Nickelseite zuerst verschweißt und erst anschließend die Stahlseite, ein Verfahren, das heute kaum noch Anwendung finden wird. Die angestellten technologischen Untersuchungen (Zug- und Faltversuch) ergaben gleiches Verhalten bei beiden Schweißarten. Auch Zugschweißversuche ließen eine eindeutige Überlegenheit eines Schweißverfahrens nicht erkennen. In Natronlauge angestellte Korrosionsversuche ergaben keine nennenswerten Unterschiede zwischen den Schweißnähten und Reinnickel, obwohl bei der chemischen Untersuchung zum Teil erhebliche Gehalte an Eisen in der Nickelschweißung besonders bei Lichtbogenschweißung festgestellt wurden.

Die Anwendung plattierter Stähle in größerer Dicke gibt J. V. Kielb<sup>18)</sup> Anlaß, über die Vorbereitung und die Durchführung der Schweißung zu berichten. Vorwiegend wird die Schweißung auf der Stahlseite beginnend mit einem Fugenwinkel von durchschnittlich  $60^\circ$  ausgeführt. Die Vorbereitung durch Brennen der Schweißkanten erwies sich als schwierig, da glatte Schnitte nur schwer zu erzielen sind, außerdem Grobkornbildung in der Verbindungsschicht zwischen dem Stahl und der Plattierung auftritt sowie besonders bei Nickel eine Kohlenstoffaufnahme aus dem Stahl zu verzeichnen ist, die beide den Korrosionswiderstand verringern. Infolgedessen empfiehlt Kielb, die Plattierung auszukreuzen und dann erst unter normalen Verhältnissen den Stahl durch Brennen mit der gewünschten Schweißkante zu versehen. Nach Schweißung der Stahlseite muß die erste Lage ausgekreuzt werden, worauf erst die Schweißung auf der Plattierungsseite mit einem entsprechenden Zusatzwerkstoff erfolgt.

D. Rosenthal und D. Rozental<sup>19)</sup> untersuchten die Oxydation der Schweißnaht im Zusammenhang mit der Umhüllung bei der Lichtbogen- und Gasschweißung. Zu ihren Versuchen verwendeten sie drei Umhüllungen, die nur aus drei Bestandteilen zusammengesetzt waren, und zwar Eisenoxyd, Kieselsäure und Natriumsilikat (Wasserglas). Der Eisenoxydgehalt wurde mit 68, 72, 88 und 92%, der Wasserglasgehalt zwischen 6 und 12%, bezogen auf die trockene Masse, gewählt. Die Prüfung bezog sich auf die chemische, mikroskopisch-mineralogische Untersuchung und die röntgenographische Strukturuntersuchung der Schlacke. Die Schlacke zeigte bei der Lichtbogenschweißung stets eine Eisenoxydanreicherung; sie stand aber mit dem Eisenoxydgehalt der Umhüllung nicht im Zusammenhang. Bei der Gasschweißung war der Eisenoxydgehalt zum Teil gestiegen, zum Teil der gleiche oder niedriger. Ein Zusammenhang mit dem Eisenoxydgehalt der Ummantelung war ebenfalls nicht nachzuweisen. Ohne Zusatzdraht blieb die Schlackenzusammensetzung bis auf Schwankungen von 2% gleich. Mikroskopisch zeigten die Schlacken mit höherem

<sup>1)</sup> Wärmetechnische Rechnungen für Industrieöfen. 2. Aufl. Düsseldorf 1941, S. 21. (Stahleisen-Bücher, Bd. 2.)

<sup>2)</sup> Arch. Eisenhüttenw. 16 (1942/43) S. 167/72 (Wärmequelle 311).

<sup>15)</sup> Autogene Metallbearb. 35 (1942) S. 141/52.

<sup>16)</sup> Autogene Metallbearb. 35 (1942) S. 49/56.

<sup>17)</sup> Autogene Metallbearb. 35 (1942) S. 129/35.

<sup>18)</sup> Weld. J. 20 (1941) S. 784/86.

<sup>19)</sup> Weld. J. 20 (1941) Nr. 2 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 92/94.

Eisenoxydgehalt ein gleiches Bild, dagegen war das Gefüge bei geringerem Eisenoxydgehalt abweichend. Die Röntgenuntersuchung ergab, daß das Eisenoxyd bei Zunahme restlos als FeO vorlag, dagegen wurde Kieselsäure und Natriumoxyd als amorph festgestellt. Bei geringerem Eisenoxydgehalt wurde im Gefüge  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  und FeO nachgewiesen. Aus den Versuchen ergab sich, daß ein Gleichgewichtszustand zwischen den Bestandteilen bei der Lichtbogenschweißung nicht erreicht wird, während bei der Gasschweißung nur eine Annäherung an den Gleichgewichtszustand bei abnehmendem Eisenoxydgehalt in der Schlacke zu erzielen ist. Hierfür sind aber die Schweißbedingungen selbst mit entscheidend.

Untersuchungen über das Elin-Hafergut-Schweißverfahren<sup>20)</sup> sind an dieser Stelle schon mehrfach behandelt worden. In einer weiteren Untersuchung wird von L. Péter<sup>21)</sup> die Anwendung des Verfahrens im Brückenbau untersucht. Die mit Handschweißung und nach obigem Verfahren hergestellten Nähte zeigten keine Ueberlegenheit der Handschweißung vom Festigkeitsstandpunkt. Die Schrumpfwerte beim Elin-Hafergut-Verfahren sind als normal anzusehen. Der Einbrand und das Nahtgefüge waren einwandfrei. Beim Bau einer Donaubrücke angestellte Wirtschaftlichkeitsuntersuchungen gegenüber Handschweißung ergaben eine Verringerung der Schweißzeit um 75%, eine erhebliche Einsparung an Elektroden durch Fortfall des Endenabfalls und wesentliche Einsparung an elektrischer Energie.

G. Hafergut<sup>22)</sup> legt dar, welche Fehler bei der Durchführung des Elin-Hafergut-Verfahrens<sup>20)</sup> zu minderwertigen Schweißungen führen können. Die meisten Fehlschweißungen sind auf turbulente Bewegung des Lichtbogens zurückzuführen. Er stellt fest, daß die Nutform der Abdeckschiene hierbei von maßgebendem Einfluß ist, außerdem die Stromstärke mit genügender Genauigkeit ( $\pm 10\%$ ) eingehalten werden muß, und nicht jede Elektrode für die Durchführung des Verfahrens geeignet ist. Unter diesen Voraussetzungen ist es sogar einem Nichtschweißer möglich, einwandfreie Schweißungen durchzuführen. Besonders für Dünnblechschweißung soll diese Schweißart anderen Verfahren eindeutig überlegen sein.

Besondere Bedeutung hat das Elin-Hafergut-Verfahren<sup>20)</sup> beim Schweißen an schwer zugänglichen Stellen, wie P. Ritter<sup>23)</sup> berichtet. Die Schweißung wird erläutert an Kühlplatten, bei denen im Inneren der 44 mm breiten Kanäle eine Schweißung erforderlich war. Die Schweißung war zweifellos bei der vorliegenden Länge von über 1 m nach keinem anderen Verfahren durchführbar.

Auf Grund von Betriebsergebnissen wird das Elin-Hafergut-Verfahren<sup>20)</sup> von W. Klougt<sup>24)</sup> einer Kritik unterzogen. Die Abweichung des Verfahrens von der bisher üblichen Art der Schweißung äußert sich in einem nicht festliegenden Stromübergang, der sich den Weg des geringsten Lichtbogenwiderstandes sucht. Dadurch tanzt der Lichtbogen nach allen Richtungen. Die Wärmewirkung des Lichtbogens ist parallel der Naht gerichtet. Der Wärmeübergang erfolgt mittelbar durch das Schweißgut. Die schnelle Abkühlung der Schweißnaht durch die Abdeckung verursacht eine ungenügende Entmischung des Schlacken-Stahl-Gemisches, so daß ein hoher Schlackengehalt im Schweißgut vorliegt. Diese Verhältnisse liegen besonders in der Wurzel der Schweißnaht vor. Die gleiche Erscheinung wurde bei Kehlnähten beobachtet, wobei ein starker Einbrand in den Flanken, dagegen ein ungenügender Einbrand in der Nahtwurzel festgestellt wurde. Hervorzuheben ist allerdings, daß die Stickstoffaufnahme außerordentlich gering ist. Festigkeitsuntersuchungen des Verfassers an Blechen von 4, 5 und 6 mm Dicke ergaben Werte zwischen 65 und 96% der Blechfestigkeit, obwohl mit der Elektrode bei Handschweißung die volle Blechfestigkeit erreicht wurde. Mit steigender Wanddicke verbessert sich zwar die Schweißnahtwertigkeit. Die Biegewinkel waren in allen Fällen sehr niedrig. Zu ebenfalls ungünstigen Werten führten Dauerfestigkeitsuntersuchungen; sie ergaben im günstigsten Falle 9 kg/mm<sup>2</sup> Schwellfestigkeit bei einem Streu-

bereich bis zu 3,5 kg/mm<sup>2</sup>. Die gleichen ungünstigen Ergebnisse wurden bei Betriebsschweißung an Rohren von 250 bis 370 mm Länge und 80 bis 150 mm Durchmesser hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit ermittelt. Obwohl die Schweißzeiten beim Elin-Hafergut-Verfahren geringer waren, wurden diese Vorteile durch die größeren Rüstzeiten mehr als ausgeglichen. Zudem stellte Klougt fest, daß bei den nur auf Staubdichtigkeit beanspruchten Rohren noch erhebliche Zeiten für die Ausbesserung fehlerhafter Rohre erforderlich waren. Die von verschiedenen Seiten herausgestellten Vor- und Nachteile des Verfahrens sind derart, daß erst die Zeit beweisen kann, ob das Verfahren als eine Bereicherung der Schweißtechnik anzuspreehen ist.

F. C. Kelly<sup>25)</sup> untersuchte den Einfluß des Behandlungszustandes des Stahles auf die Eigenschaften gelöteter Verbindungen. Die Untersuchungen wurden mit den Stählen nach *Zahlentafel 2* durchgeführt.

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung der von F. C. Kelly untersuchten Stähle

Nr.	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Ni
1	0,12	—	0,80	0,012	0,018	—
2	0,35	—	0,77	0,018	0,028	—
3	0,35	—	0,75	0,04	0,05	3,5
4	1,05	0,20	0,25	0,015	0,016	—

Die Lötung erfolgte stumpf in Wasserstoff, wobei eine Kupfer-Lötfolie von 0,5 mm zwischen die Lötstelle gelegt wurde. Es wurde zunächst festgestellt, daß durch Kohlenstoff die Lötung stark behindert wird und schlechte Festigkeitseigenschaften vorliegen. Aus diesem Grunde wurden alle Proben an der Lötstelle mit Wasserstoff entkohlt. Außerdem wurde nachgewiesen, daß durch Nickelnitrat oder durch Verwendung von feuchtem Wasserstoff die Benetzung der Lötstelle verbessert wird. Die Verbindungen wurden im Vergleich zu dem auf gleiche Weise behandelten ungelöteten Stahl verschiedener Wärmebehandlung unterworfen, und zwar normalgeglüht, geglüht und abgeschreckt mit nachfolgendem Anlassen. Die günstigsten Ergebnisse wurden durch Normalglühen erreicht. Beim Abschrecken mit nachfolgendem Anlassen war die Festigkeit etwa die gleiche, jedoch sank die Dehnung sehr stark ab. Die Eigenschaften waren im günstigsten Fall denen des nichtgelöteten Stahles vergleichbar. Bei Ueberlapptschweißung sind damit zweifellos Werte erzielbar, die bei allen oben angeführten Stählen gute Verbindungen gewährleisten.

Einen Beitrag zur Frage des Verschleißwiderstandes von Auftragschweißungen lieferte H. Hüngsberg<sup>26)</sup>. Seine Versuche wurden mit unlegierten Elektroden mit 0,14, 0,70 und 1,10% C durchgeführt, von denen die beiden letzten leicht und stark umhüllt vorlagen. Neben Laboratoriumsversuchen wurde die Bewährung der verschiedenen Auftragschweißungen im praktischen Betrieb an Kranbahnen und Wälzlagern von Schmalspurwagen nach längerer Laufzeit festgestellt. Die Betriebsversuche führten zu folgendem Ergebnis: Neben der Härte der Auftragschweißung ist die Kalthärtbarkeit der Schweißung offensichtlich von besonderer Bedeutung. Mit zunehmender Laufdauer verringerte sich der auf die Einheit bezogene Verschleiß bis zu einem gleichbleibenden Grenzwert. Die Laboratoriumsversuche bestätigten, daß steigende Gehalte an Kohlenstoff und Mangan den Verschleiß verringern, dagegen konnte der Einfluß von Stickstoff nicht klar erfaßt werden. Die Korngröße der Auftragschweißung beeinflusste den Verschleiß nur unwesentlich. Der Verschleiß ist am stärksten, wenn Werkstoffe gleicher Eigenschaften aufeinander arbeiten, da alsdann das bekannte „Fressen“ auftritt. An Wälzlagern wurde bei Betriebsversuchen festgestellt, daß die mit oben angeführten Auftragschweißdrähten hergestellten Auftragschweißungen bei der Lichtbogenschweißung sich günstiger verhalten als bei der Gasschweißung. Weiter ist darauf hinzuweisen, daß die Ansicht, je härter

<sup>20)</sup> Hafergut, G.: Elektroschweißg. 10 (1939) S. 126/28.

<sup>21)</sup> Elektroschweißg. 13 (1942) S. 125/31.

<sup>22)</sup> Elektroschweißg. 13 (1942) S. 91/93.

<sup>23)</sup> Elektroschweißg. 13 (1942) S. 120/22.

<sup>24)</sup> Elektroschweißg. 13 (1942) S. 33/37.

<sup>25)</sup> Weld. J. 20 (1941) Nr. 2 [Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.] S. 96/102.

<sup>26)</sup> Dr.-Ing.-Diss. Techn. Hochschule Braunschweig 1942. Arch. Eisenhüttenw. 17 (1948/44) S. 453/64.

einer der aufeinander arbeitenden Werkstoffe sei, um so früher Abnutzung eintrete, den Tatsachen nicht entspricht.

An Flachstählen aus St 37 und St 52 stellten E. Gerold und W. Krafft<sup>27)</sup> nach dem Netzlinsenverfahren Untersuchungen an über die durch die Schweißfolge und dadurch bedingte Verspannungen entstehenden Gesamtspannungen. Es wurde festgestellt, daß vorhandene Zugspannungen im Schweißteil spannungserniedrigend auf weitere Schweißungen wirken, vorliegende Druckspannungen dagegen einflußlos sind. Diese Ergebnisse bilden eine Erklärung dafür, daß durch Zugspannungen in Richtung der Naht entstehende Verkrümmungen durch eine Gegennaht nicht vollkommen rückgängig gemacht werden können. Für die Schweißpraxis ergibt sich daraus die Schlußfolgerung, daß beim Zusammenreffen mehrerer Schweißnähte eine Ueberlagerung der Einzelspannungszustände nicht auftritt, sondern vermutlich eine über die größte Einzelspannung hinausgehende Spannung nicht vorliegt. *Wilhelm Lohmann.*

(Schluß folgt.)

### Aus der Refa-Arbeit

Der Generalbeauftragte für den Arbeitseinsatz hat den Reichsausschuß für Arbeitsstudien (Refa) mit wichtigen Aufgaben zur Durchführung der lohnordnenden Maßnahmen beauftragt, ihm vor allem die Schulung des Betriebsmannes auf diesem Gebiet übertragen. Diese Tatsache verlangt eine verstärkte Refa-Arbeit<sup>1)</sup>. Der Hauptausschuß des Refa hat daher, um eine engere Verbindung zwischen der Refa-Füh-

rung und den Trägern der Refa-Arbeit herzustellen, die früher schon einmal erschienenen „Mitteilungsblätter des Reichsausschusses“ unter dem alten Titel

„Der Refa-Mann“

wieder aufleben lassen. Diese zwanglosen Mitteilungen des Reichsausschusses erscheinen in kurzen Zeitabständen und sollen den Gauausschüssen und Ortsausschüssen, den Refa-Lehrern und Refa-Schülern, also allen, die mit dem Refa zu tun haben oder sich für seine Arbeiten interessieren, zugehen, um über die wichtigsten Vorkommnisse in der Refa-Arbeit zu berichten. Hierzu gehören vor allen Dingen kurzgefaßte Mitteilungen über Organisationsfragen, Personalangaben der Gau- und Ortsausschüsse, des Lehrerstandes, Neuerscheinungen im Refa-Schrifttum, Refa-Veranstaltungen, Berichte über Themen und Ergebnisse der Vorstands-, Hauptausschußsitzungen oder Arbeitstagen sowie amtliche Richtlinien, soweit sie die Refa-Arbeit angehen. Außerdem sollen Angelegenheiten aus dem Arbeitsgebiet des Refa behandelt werden, soweit sie die Betriebs- und die Lehrfragen berühren, für die sie von Bedeutung sind. Sie sollen den Refa-Mann zur betriebsnahen, klaren und eindeutigen Stellungnahme führen. Schließlich dienen die Mitteilungen des Refa auch noch dem Erfahrungsaustausch, indem Anfragen aus dem Betrieb aufgenommen und durch Sachkenner beantwortet werden sollen.

Auch in der Eisen schaffenden Industrie wird man das Wiedererscheinen des „Refa-Mannes“ begrüßen und ihn im Sinne des vorgenannten Zweckes und der damit verbundenen Möglichkeiten gern benutzen. Wer das Mitteilungsblatt „Der Refa-Mann“ laufend zu erhalten wünscht, gebe seine Anschrift an die Auslieferungsstelle: Geraer Verlagsanstalt Karl Basch & Co., Gera. *Hans Euler.*

<sup>27)</sup> Elektroschweißg. 13 (1942) S. 113/19.

<sup>1)</sup> S. a. Stahl u. Eisen 63 (1943) S. 868/69.

## Vereinsnachrichten

### Fachausschüsse

Dienstag, den 7. Dezember 1943, 10 Uhr, findet im Eisenhüttenhaus, Düsseldorf, Ludwig-Knickmann-Straße 27, die

#### 52. Vollsitzung des Hochofenausschusses

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Geschäftliches.
2. Vordringliche Arbeiten auf dem Gebiete der Sonderroheisen-Erzeugung. Bericht-erstat-ter: Dipl.-Ing. R. Hahn.
3. Bericht über den Stand der Vereinheitlichung von Hochofeneinrichtungen. Bericht-erstat-ter: Dr.-Ing. G. Bulle.
4. Vergleichende Zusammenstellung von Hochofenbegichtungs-Anlagen. Bericht-erstat-ter: Direktor W. Wolf.
5. Verschiedenes.

\* \* \*

Freitag, den 10. Dezember 1943, 10 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Straße 27, die

#### 33. Vollsitzung des Maschinenausschusses gemeinsam mit dem Schmiermittelausschuß

statt mit nachstehender Tagesordnung:

1. Zur neueren Entwicklung der Gasturbine mit geschlossenem Kreislauf. Bericht-erstat-ter: Dr.-Ing. H. Lent.
2. Normung von Hüttenwerkswagen.
3. Die Versorgung der Eisenhüttenbetriebe mit Schmierstoffen im 4. Kriegsjahr. Bericht-erstat-ter: Dr. phil. G. Baum.
4. Verschiedenes.

### Änderungen in der Mitgliederliste

<i>Achilles, Otto</i> , Dr.-Ing., Dr. rer. pol., Direktor, Schöppenstedt, Forsthaus Burgtal.	34 002
<i>Bartscherer, Franz</i> , Dr.-Ing. E. h., Hüttenleiter a. D., Baden-Baden, Lichtenaler Allee 56.	10 010
<i>Bickenbach, Karl</i> , Dipl.-Ing., Königshütte-Bismarck (Oberschlesien), Richthofenstr. 35.	34 017
<i>Böninger, Carl F.</i> , Dr.-Ing. E. h., Stjärnhov (Schweden), Stjernehof Säteri.	11 021
<i>Czeike-Zentzytzki, Eduard</i> , Dipl.-Ing., Oberdirektor a. D.; Prag XVIII, Unterm Lugaus 6.	99 004
<i>Dinkler, Walter</i> , Dr.-Ing., Ludwigshafen (Rhein), Lungestr. 3.	22 030
<i>Engelbach, Otto</i> , Dipl.-Ing., Direktor, Essen-Stadtwald, Waldsaum 65.	21 023
<i>Schulte, Friedrich</i> , Neheim-Hüsten, Hotel Egen.	24 092

### Den Tod für das Vaterland fanden:

<i>Brill, Karl-Friedrich</i> , Dr.-Ing., Direktor, Frankenthal (Pfalz). * 18. 7. 1898, † 22. 10. 1943; Träger des Eichenlaubes zum Ritterkreuz des Eisernen Kreuzes.	37 054
<i>Eckardt, Siegfried</i> , Dr.-Ing. habil., Aachen. * 21. 6. 1914, † 14. 7. 1943.	38 340
<i>Nowicki, Franz</i> , Ing., Witten. * 22. 7. 1910, † 10. 2. 1943.	39 428
<i>Suhrmann, Fritz</i> , Dipl.-Ing., Düsseldorf. * 19. 5. 1909, † 27. 8. 1943.	35 529

### Gestorben:

<i>Feyder, Gustav</i> , Dipl.-Ing., Stahlwerkschef, Dommeldingen. * 7. 5. 1895, † 22. 9. 1943.	18 026
<i>Güthing, Wilhelm</i> , Oberingenieur i. R., Essen. * 6. 1. 1867, † 22. 10. 1943.	98 012
<i>Mörsdorf, Albert</i> , Abteilungsleiter, Krefeld. * 16. 4. 1900, † 8. 10. 1943.	37 301
<i>Quirin, Leo</i> , Dr. phil., Kgl. ung. Oberbergrat, techn. Generaldirektor, Budapest. * 25. 3. 1878, † 16. 10. 1943.	35 431
<i>Rohn, Wilhelm</i> , Dr. phil., Dr.-Ing. E. h., Direktor, Hanau (Main). * 20. 5. 1887, † 5. 10. 1943.	22 151
<i>Schafmeister, Paul</i> , Dr. phil., Berlin-Lichterfelde. * 26. 7. 1900, † 26. 9. 1943.	25 105

### Neue Mitglieder:

<i>Baur, Friedrich</i> , Dr.-Ing., Wehrwirtschaftsführer, Vorstandsmitglied, Berndorf (Niederdonau), Kremersberg.	43 209
<i>Kampen, August</i> , Ingenieur, Westende über Dortmund, Weg zum Pöthen 8.	43 210
<i>Marmillod, Paul</i> , Betriebsführer, Machern (b. Metz), Maringerstraße 18.	43 151
<i>Pohle, Albert</i> , stud. rer. met., Dortmund-Husen, Bauerholz 25.	43 211
<i>Pothorn, Roland</i> , Konstrukteur, Kapfenberg, Schillerstr. 3.	43 212
<i>Rölleke, Ferdinand</i> , Ingenieur, Betriebsleiter, Werdohl-Eveking, Hauptstr. 85.	43 213
<i>Rumpff, Hans</i> , Dr.-Ing., Bonn, Händelstr. 13.	43 214
<i>Scheller, Karl</i> , Gießerei-Ingenieur, Betriebsleiter, Komotau, Johann-Strauß-Str. 42.	43 215
<i>Schneider, Ernst</i> , Betriebsingenieur, Brandenburg (Havel), Gustav-Nachtigal-Str. 14.	43 216
<i>Wagenbach, Eugen</i> , Dr.-Ing., Diedenhofen, Gentringer Str. 10.	43 208