STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute

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 28 | 10. JULI 1941 | 61. JAHRGANG

Die Wirtschaftlichkeit des neuzeitlichen Gesenk-Oberdampfhammers.

Von Franz Knorr in Leverkusen-Schlebusch.

(Erhöhung der Schlagzahl beim Gesenk-Oberdampfhammer und ihre Vorteile. Ausbildung der Steuerung und von wichtigen Einzelteilen. Kolbenstangenbefestigung. Beanspruchung und Formgebung der Kolbenstangen. Prellhauben. Bärausführung und -behandlung. Betriebsergebnisse an Hand von Beispielen. Messung des Dampfverbrauchs. Untersuchung von Schlagschaubildern.)

Mit zunehmendem Bedarf an Gesenkstücken von zum Teil verwickelter Form waren Hämmer erforderlich, die diesen erhöhten Ansprüchen der Schmiedetechnik genügen mußten. Der bis dahin vorwiegend benutzte Fallhammer mit Fallhöhen von 2 bis 4 m reichte dazu nicht mehr aus, da die Schlagzahl je nach Hub und Fallgewicht zwischen 25 und 15 Schlägen betrug.

Für seinen Arbeitsbereich hat sich der Fallhammer allerdings bestens bewährt und wird sich auch in Zukunft behaupten.

Gesenkstücke mit verwickelter Form benötigen jedoch vom einfachsten Rohling ausgehend bis zur fertigen Form eine größere Anzahl von Schlägen.

Dabei darf die Abkühlung bei den zuletzt gegebenen Fertigschlägen noch nicht zu weit vorgeschritten sein. Bei zu großer Abkühlung, die besonders am dünnen Grat auftritt, ist ein Vorantreiben in die Gravur nur mit unverhältnismäßig hohem Energieaufwand zu erzielen, d. h. es sind immer mehr Schläge bei noch weiter zunehmender Abkühlung nötig. Es findet dabei ein ausgesprochenes „Kaltschmieden" oder fast schon besser „Gewaltschmieden" statt. Der Widerstand, den die Fallmasse beim Auftreffen findet, ist um so größer, je kälter das Schmiedestück ist. Nun sind aber die in den Gesenken und Hammerteilen auftretenden Beanspruchungen von diesem Widerstand abhängig. Es ist erklärlich, daß beim „Kaltschmieden" die Gesenke und Hammerteile Höchstbeanspruchungen ausgesetzt sind, die nicht selten zum Bruch führen.

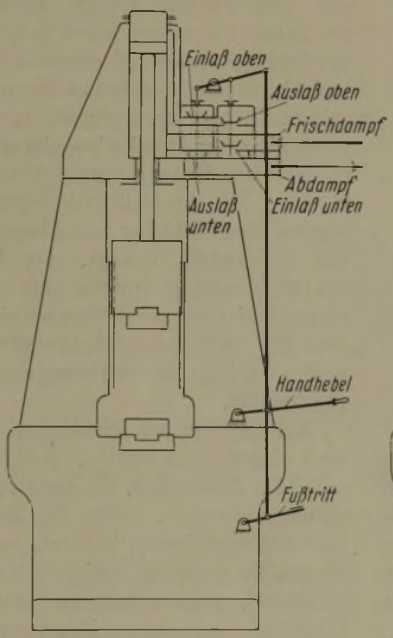


Bild 1. Schema der Ventilsteuerung.

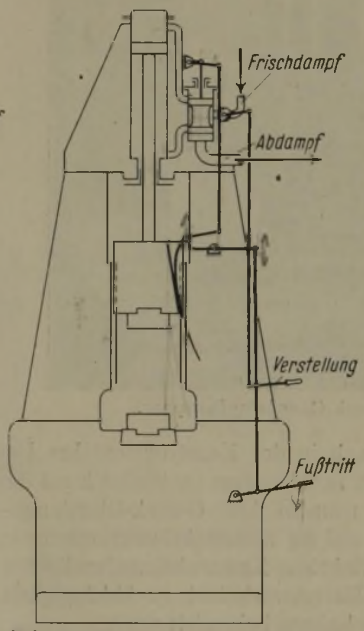


Bild 2. Schema einer neueren Kolbenschiebersteuerung.

Die erwähnte Abkühlung des Gesenkstückes hängt in der Hauptsache von der Berührungszeit mit dem Untergesenk ab. Durch erhöhte Schlagzahlen des Hammers in der Zeiteinheit wird diese Berührungszeit, also auch die Abkühlung, geringer. Ist die Abkühlung der dünnen Werkstückteile einschließlich Grat aber geringer, um so leichter kann der schlagende Bär dem Werkstück seine Form aufzwingen. Daß die Abkühlung eines 3 bis 5 mm starken Grates von 900 bis 1100° in Berührung mit dem dicken Gesenkblock von beispielsweise 200 bis 300° schnell vor sich geht, ist jedem Schmied wenigstens gefühlsmäßig klar.

Ferner ist dieser Wärmefluß vom Gesenkstück zum Untergesenk aber nicht mit der Berührungszeit stetig, sondern mit jedem Schlage des Hammers wird dem Stück wieder Wärme zugeführt, indem sich ein Teil der Schlagarbeit in Wärme umsetzt. Aus der schnellen Schlagfolge ergibt sich also ein zweifacher Gewinn: kurze Berührungszeit des Stückes mit dem Untergesenk und gesteigerte Wärmezufuhr durch einen Teil der Schlagarbeit. Das praktische und ausschlaggebende Merkmal des Schmiedens mit einem schnellschlagenden Hammer ist mithin Halten oder nur langsames Sinken der Schmiedetemperatur des Werkstückes beim Schmieden, gute Steigfähigkeit des Werkstoffs und erleichtertes Arbeiten des Hammers mit geringem Energieaufwand bei Schonung von Gesenken und Hammerteilen. Es gibt vielerlei Gesenkstücke, die bei diesem Schmieden mit ungefähr derselben Temperatur

fertig werden, wie sie als Rohling unter dem Hammer ankommen. Die hohe Schlagzahl wird erreicht durch kurze Arbeitshübe und durch die zusätzliche Beschleunigung des Bären bei der Abwärtsbewegung über die Erdbeschleunigung hinaus durch Oberdampf.

Bei der Beurteilung der Wirtschaftlichkeit dieser Gesenk-Oberdampfhämmer darf neben dem Fabrikationsergebnis und Energieverbrauch auch nicht die Lebensdauer der Bauteile unberücksichtigt bleiben. Durch die hohen Beanspruchungen, die bei der Vielzahl der Schläge auftreten, sind Dauerbrüche nicht selten. Sie können außer in übermäßiger Inanspruchnahme des Hammers, oder in seiner

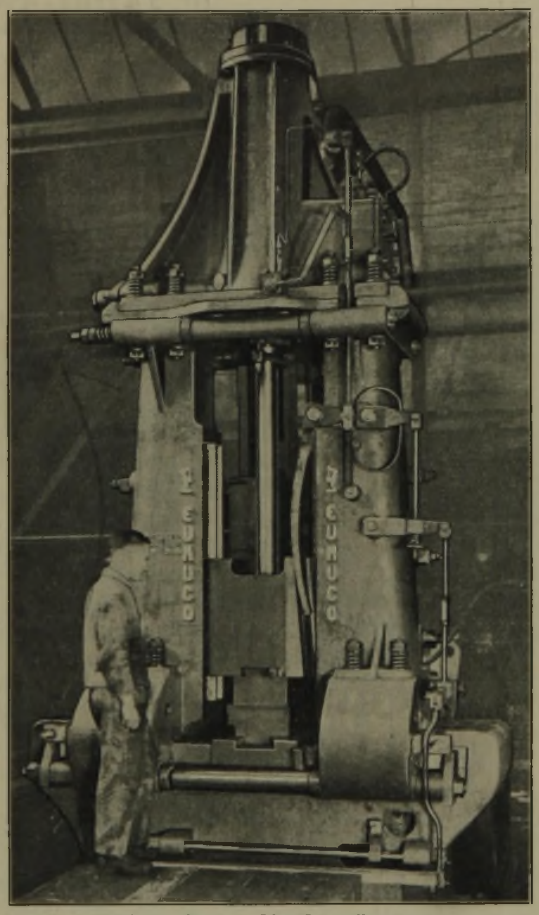


Bild 3. Gesenk-Oberdampfhammer.

falschen Behandlung, auch in der Konstruktion ihre Ursache haben. Daher wird in folgendem im Hinblick auf die Wirtschaftlichkeit des neuzeitlichen Gesenk-Oberdampfhammers zunächst auch auf die Konstruktionserfordernisse und die für diese Frage wichtigen Konstruktionseinzelheiten eingegangen, bevor der Energieverbrauch in Abhängigkeit von den Fabrikationsergebnissen behandelt wird.

Früher waren schon einige deutsche Firmen dazu übergegangen, Oberdampfhämmer mit kurzem Hub zum Gesenkschmieden sofort auf die Schabotte zu setzen. Diese Hämmer hatten Ventilsteuerungen und erforderten zur Bedienung außer dem Schmied noch einen besonderen Steuermann. Versuche, diese Steuerungen mittels Fußtritts zu betätigen, gelangen nicht, da der Auftrieb nach erfolgtem Schlage unregelmäßig war; erstens wegen der unvermeidlichen Druckschwankungen in den Dampfleitungen, zweitens durch den veränderlichen Rückprall, der bei jedem Gesenkstück, das mehrere Schläge braucht, in Erscheinung tritt. *Bild 1* zeigt ein Steuerschema der Ventilsteuerung. In Amerika wurden schon früh halbautomatische Steuerungen für Gesenk-Oberdampfhämmer versucht, die mit Fußtritt vom Schmied betätigt werden und keinen besonderen Steuermann benötigen. Diese Steuerungen sind bei neuzeitlichen Gesenk-Oberdampfhämmern dem Wesen nach bis heute beibehalten worden. Es haben sich im Laufe der Zeit noch Verbesserungen entwickelt, die noch besprochen werden. Aus *Bild 2* ist das Steuerschema einer neuzeitlichen Steuerung zu ersehen.

Im Jahre 1926 wurden in Deutschland die ersten neuzeitlichen Gesenk-Oberdampfhämmer aufgestellt, die teils mit Dampf, teils aber auch mit Druckluft betrieben werden. Der Kolben erhält Unterdampf zum Heben und Oberdampf zur größeren Beschleunigung bei der Abwärtsbewegung. Die Hübe schwanken zwischen 700 und 1300 mm je nach der Hammergröße. Die erreichte Schlagzahl ist bei starken Schlägen 80 bis 110/min je nach der Größe des Hammers. Die Ständer werden unten durch Distanzanker und oben durch eine schwere Stahlplatte zusammengehalten. Hierdurch kann der Hammer als geschlossenes Ganze zum Einrichten der Gesenke durch seitliche Stellkeile auf der Schabotte verschoben werden.

Bild 3 zeigt einen Gesenk-Oberdampfhammer. Die Steuerung ist halbautomatisch. Die Schieberbewegung wird sowohl durch Fußtritt als auch durch den Bär mittels Schleifhebels beeinflußt. Die Form des Schleifhebels schützt hierbei die ganze Steuerung weitestgehend vor Schlagwirkungen. Steuerschieber und Absperrschieber sind zusammengekuppelt, aber auch gegeneinander verstellbar, um Druckschwankungen in der Dampfleitung ausgleichen zu können. Mit der Fußtrittbewegung werden Steuerschieber und Absperrteil gleichzeitig bewegt. Da bei der Bärbewegung sowohl aufwärts als auch abwärts der Steuerschieber vom Bär noch zusätzlich beeinflußt wird, werden die Bärbewegungen gleichmäßig.

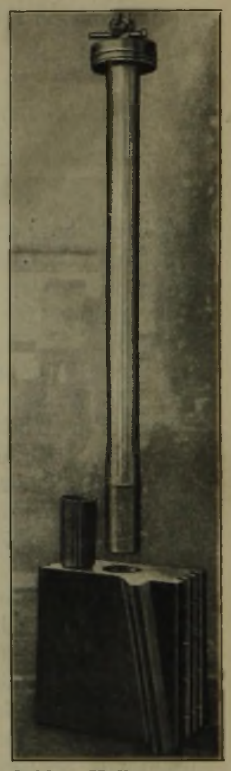


Bild 4. Kolbenstange mit Bär.

Auf mehrere der wichtigsten Teile des Hammers muß noch eingegangen werden. *Bild 4* zeigt eine Kolbenstange mit Bär. Anfänglich, als der Bau der Gesenkhämmer aufgenommen wurde, haben die Brüche der Kolbenstangen viele Schwierigkeiten bereitet, besonders als man von den kleinen zu größeren Fallgewichten überging. Alle Sorten Werkstoff, vom unlegierten Stahl bis zum vergüteten Edelstahl, sind in dieser Zeit versucht worden. Sehr gut hat sich die Trennung von Kolben und Stange bewährt. Der aufgeschrumpfte Kolben hält gut und dauernd. Wird er im Laufe der Zeit aus irgendeinem Grunde einmal lose, was im übrigen sehr selten vorkommt, so ist dies durch neues Aufschrumpfen schnell beseitigt. Auch wird bei der Trennung von Kolben und Stange der Rohling der Stange einfacher. Zu verwerfen sind andere Verbindungen, wie Gewinde, Keile, Schrumpfringe usw. Diese Verbindungen fangen beim Schlagen leicht zu arbeiten an und gehen schon bei kleinstem Spiel zu Bruch. Sie sind in der Regel auch schwerer und bedeuten dann eine zusätzliche Beanspruchung der Stange. Peinlich sauber muß besonders der untere Stangenteil über dem Konus für die Bärverbindung

bearbeitet werden. Langpolieren dieses Teiles ist das richtigste. Wird die Stange kalt und trocken in den Bär eingesetzt, wie es im Betrieb am einfachsten ist, so treibt sich der Konus durch das Schlagen 8 bis 10 mm ein und kommt, nachdem die nötige Klemmspannung erreicht ist, zur Ruhe. Auf diesem Wege fressen regelmäßig die Gleitflächen von Bär und Stange. Wird das Austreiben der Stange aus dem Bär nötig, so ist dieses bei gefressenen Konusflächen immer schwierig, meistens muß der konische Teil ausgebohrt und die Bärbohrung nachgearbeitet werden. Um nun das unangenehme Fressen zu vermeiden, setzt man den Stangenkonus mit einer geschlitzten Büchse oder mit Kupferblech ein. Leichtmetallbleche haben sich nicht bewährt, besser ist dann schon weiches Eisenblech, das aber nicht immer vor dem unangenehmen Fressen schützt.

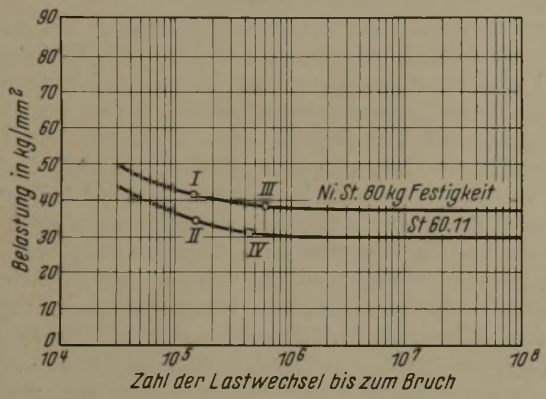


Bild 5. Beanspruchung der Kolbenstange beim Gesenk-Oberdampfhammer.

Die beim Schlagen auftretenden Spannungen sind Druck-Zug-Spannungen, die von Biegespannungen überlagert werden. Solange der Schwerpunkt der Gesenkgravur zentral unter der Bärachse liegt, treten die Biegespannungen wenig in Erscheinung, können aber im anderen Falle gefährlich werden. Die Dauerbrüche treten am oberen Ende des konischen, in den Bär eingesetzten Teiles auf. Da sich an dieser Stelle die Druck-Zug-Spannungen mit den Klemmspannungen infolge der konischen Verbindung überlagern, wird zweckmäßigerweise das untere konische Ende verstärkt, mit schlankem Uebergang in die Stange. Wenn gesagt wurde, daß das Eckschmieden für die Stange gefährlich ist, so soll dies nicht heißen, daß andere Hammerarten hiergegen unempfindlich wären. Starkes Eckschmieden zerstört auf die Dauer jeden Hammer.

Die Druck-Zug-Beanspruchungen können leider nur innerhalb eines gewissen Streubereiches rechnerisch ermittelt werden. Es ist daher auch wichtig, auf die Lebensdauer einer Kolbenstange an Hand und durch Vergleich der bekannten Kurven über die Anzahl der Lastwechsel bis zum Bruch zu schließen, wenn auch diesen Kurven nur Laboratoriumsversuche und Stücke mit kleinem Durchmesser zugrunde liegen. Es sind Mittelwerte von Kolbenstangen, die in den eingezeichneten Punkten *(vgl. Bild 5)* zum Ausdruck kommen. I und II sind äußerst schwer beanspruchte Hämmer, bei denen starkes Eckschmieden nötig ist, III und IV Hämmer mit normaler Anstrengung.

Durch sorgfältige konstruktive Maßnahmen ist es möglich, die Spannungen der Stangen erheblich herunterzudrücken. So ist es gelungen, unlegierten Stahl St 60.11 mit Erfolg zu verwenden. Diese Stangen laufen in den verschiedensten Betrieben schon geraume Zeit und werden ständig beobachtet. Wird starkes Eckschmieden beim Arbeiten auf der Fertiggravur vermieden und die Stange vor Anfang der Arbeit sorgfältig erwärmt, so ist die Lebensdauer zufriedenstellend. Stangen aus St 60.11 sind leichter zu beschaffen, was gerade heute von Bedeutung ist. Dieser Werkstoff ist weniger kerbempfindlich, also unempfindlich gegen unfeine Bearbeitung und Oberflächenverletzungen im Betrieb. Wenn der Stahl St 60.11 auch die Dauerfestigkeit von Edelstahl nicht erreicht, so macht es auf die Wirtschaftlichkeit des Hammers wenig aus, wenn jährlich ein paar Stangen bei flottem Betrieb brechen.

Es gibt keine anderen Maschinen der Schmiedetechnik, die solchen Belastungen durch harte Schläge ausgesetzt sind wie gerade ein Gesenkhammer. Es ist gleichgültig, welche Bauart von Hämmern gewählt wird, bei allen sind die Beanspruchungen hoch, so daß der kleinste Anriß oder der kleinste Mangel im Werkstoff der oft großen Stücke zum Bruch führen kann. Bei jedem Hammer muß deshalb für Ausbesserungen ein besonderer Posten eingesetzt werden. Eine gebrochene Kolbenstange beim Gesenk-Oberdampfhammer als gerade Stange ohne Kolben dürfte wohl noch nicht das größte Unglück im Hammerbetrieb darstellen; denn vorausgesetzt, daß immer eine fertige Ersatzstange auf Vorrat gehalten wird, wird der Hammer durchweg in einigen wenigen Stunden wieder betriebsbereit sein.

Im Betrieb kommt es immer einmal vor, daß der Auftrieb des Kolbens zu stark wird, z. B. wenn die Einstellung des Absperrschiebers zum Steuerschieber für geringeren Betriebsdruck, als er in der Dampfzufuhrleitung herrscht, eingestellt ist. Auch bei Stangenbruch, wenn der herabfallende Bär die Steuerung mitnimmt und auf Unterdampf

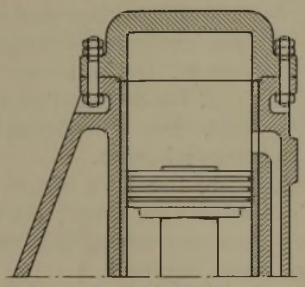


Bild 6. Prellhaube mit Dampfkissen.

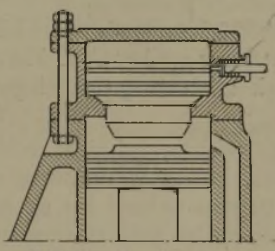


Bild 7. Anschlag unter Frischdampfdruck.

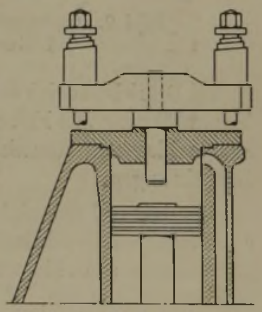


Bild 8. Federbelasteter Anschlag.

stellt, wird die Stange mit starkem Auftrieb nach oben bewegt. Um in dem einen Falle den Bär einschließlich Stange, in dem anderen Falle die Stange allein oben sicher abzufangen, wird der Zylinder oben durch die sogenannte Prellhaube verschlossen. *Bild 6* zeigt eine Prellhaube, in der sich beim Ueberlaufen des Dampfkanals durch den Kolben ein Dampfkissen bildet. Die Haube hat den Vorteil des geräuschlosen Arbeitens. *Bild 7* zeigt einen besonderen Kolben als Anschlag, der von oben unter gleichbleibendem Frischdampfdruck steht. Wird der Anschlagkolben nach oben gedrückt, so überläuft er die Zuführungsleitung, wobei sich ebenfalls ein Dampfpolster bildet. Natürlich kann diese Einrichtung nicht geräuschlos arbeiten. *Bild 8* zeigt eine Haube mit federbelastetem Anschlagbolzen. Diese arbeitet naturgemäß ebenfalls nicht geräuschlos. Alle diese Hauben stellen sekundäre Lösungen dar, d. h.,

erst nachdem sich die unerwünschte Geschwindigkeit des Bären oder der Stange entwickelt hat, muß sie von der Haube wieder abgefangen werden. In *Bild 9* ist eine primäre Lösung dargestellt. Im Absperrschieber wird der Unterdampf vom Oberdampf getrennt und gesondert abgeleitet. In die Unterdampfleitung ist eine Stellschraube eingebaut. Diese Schraube wird so eingestellt, daß nur so viel Unterdampf hindurchgeht, daß der Bär schnell genug nach oben geht. Bei Stangenbruch wird der Unterdampf durch die Schraube stark gedrosselt, die Geschwindigkeit der Stange bleibt in niederen Grenzen, und eine Haube mit verhältnismäßig kleinem Arbeitsvermögen genügt, um die ~~Stange~~ Kolben sicher abzufangen.

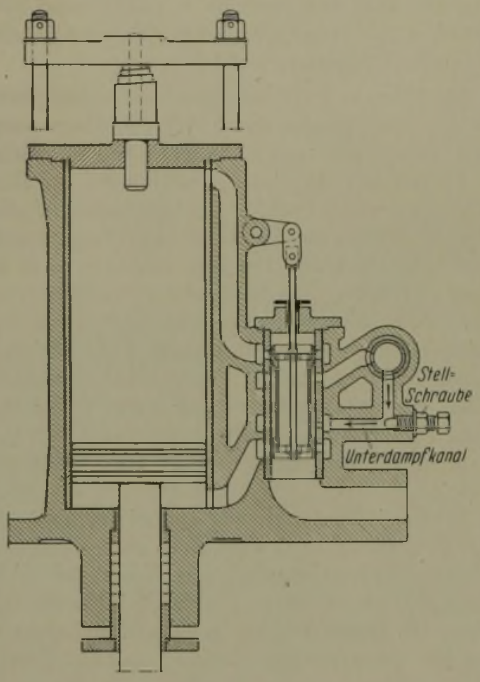


Bild 9. Steuerung mit getrennter Ober- und Unterdampfzuführung.

Im Betrieb hat sich die großflächige, wenig verschleißende Kammführung mit Feineinstellung gut bewährt. Ein genau ausgeschlagenes Gesenkstück erfordert genau eingestellte Bärführungen.

Der Bär soll aus nicht zu weichem und nicht zu hartem geschmiedeten Werkstoff sein. Ist der Werkstoff zu weich, so schlagen sich kleinere Gesenke schnell bis zu einigen Millimetern tief ein. Werden später größere Gesenke eingebaut, so liegen diese dann in der Mitte hohl, und Gesenkbrüche sind möglich. Anderseits soll der Werkstoff auch nicht zu hart sein, da dann weniger Dehnung vorhanden ist und bei der Schlagbeanspruchung Neigung zu Bruch besteht. Mit Stahl St 60.11 wurden gute Betriebsergebnisse erzielt. Wenn kleine Gesenke sich einschlagen, ist ein Nacharbeiten der Bärflächen das kleinste Uebel. Nach einiger Betriebszeit nimmt der Bär höhere Temperatur an. Werden dann die Gesenke ausgewechselt, so darf kein kaltes Gesenk in den warmen Bär eingekeilt werden. Vielmehr sollen die kalten Gesenke vor dem Festkeilen auf Bärwärme angewärmt werden. Ein kaltes Gesenk, in einen warmen Bär eingekeilt, wird bei erneuter Inbetriebnahme auch auf höhere Temperatur gebracht, und die auftretende Wärmedehnung kann den Bär im Verein mit den Schlagspannungen sprengen. Dieses gilt für das Untergesenk und auch für den Schabotteneinsatz. Ueberhaupt werden die besten Betriebsergebnisse erzielt, wenn die Hämmer durch und durch gleichmäßig erwärmt sind, wenn sie ohne größere Pausen durchlaufen.

In *Tafel 1* sind Rohlinge und Werkstücke dargestellt, wie sie unter diesen Hämmern geschlagen werden. Die Abmaße sind sehr eng, so daß die Stücke sauber ausgeprägt werden müssen. Die Stückzahlen sind Durchschnittswerte, die durchaus nicht als Spitzenleistungen zu betrachten sind. Sie sind aus den verschiedensten Schmieden zusammengestellt, beziehen sich also nicht auf eine Schmiede, in der die Verhältnisse besonders günstig liegen. Die Anzahl der Beispiele ließe sich beliebig erweitern.

Im allgemeinen werden bei Werkstücken, die ein Vorbiegen oder Vorformen des Rohlings benötigen, kombinierte Gesenke angewendet. Dabei liegt die Fertiggravur in der Mitte unter dem Bär und seitwärts hiervon die Vorform. Zum Beispiel bei Kurbelwellen bestimmter Sorten wird der angewärmte Stab auf der seitlichen Vorform mit einem bis zwei Schlägen vorgebogen und sofort anschließend in die Fertiggravur geschlagen. Nun ist aber auch mit gutem Erfolg dieser Vorgang getrennt worden, indem man zum Vorbiegen und Vorschmieden einen leichteren, und zum Fertigschlagen einen schwereren Hammer benutzt. Sowohl die Vorform als auch die Fertiggravur in *Tafel 1*, Beispiel 5 und 6, liegen jeweils mit ihren Gesenken in der Mitte des Bären. Hierdurch werden die Eckschläge weitgehend bei dem gesamten Schmiedevorgang beseitigt, was der Lebensdauer der Kolbenstange, wie bereits dargelegt, zugute kommt. Wesentlich ist, daß unter dem ersten Hammer die Schlacke des Rohlings durch das Schlagen abfällt, das Stück also schon zunderfrei zum Fertigschlagen am zweiten Hammer ankommt. Der ganze Vorgang geht in einer Hitze vor sich. Die Verschmiedung eines Stückes nach Beispiel 6, also Vorformen, Vorbiegen und Fertigschlagen in einer Hitze, stellt eine schmiedetechnische Spitzenleistung dar. Erforderlich sind für dieses Stück bis 40 Schläge.

Genaue Messungen des Dampfverbrauches an Dampfhämmern sind im allgemeinen mit großen Schwierigkeiten verbunden, denn:

1. Die Schläge sind in der Stärke verschieden, da diese dem jeweiligen Bedürfnis am Schmiedestück angepaßt sein müssen. Die Füllungen wechseln mit der Schlagstärke.

2. Die Schlagreihen liegen unregelmäßig in der Zeit verteilt. Die Dampfentnahme steigt und fällt mit großen Schwankungen.

3. Durchweg hängen mehrere Hämmer oder andere Maschinen am Kessel. Ein mehr oder weniger großes Rohrnetz mit den daraus sich ergebenden Abkühlungsverlusten ist die Beigabe.

4. Der mit der Zeit fortschreitende Verschleiß der Hammerteile und die als Folge auftretenden Lässigkeitsverluste beeinflussen das Ergebnis erheblich.

5. Die wechselnden Gesenkhöhen für die einzelnen Arbeitsstücke und die veränderliche Höhe des Schmiedestückes verändern den wirksamen Hub des Bären. Mit der Verkürzung des Hubes geht eine verhältnismäßige Vergrößerung der schädlichen Räume in gleichem Maße vor sich.

Um diese Schwierigkeiten zu überwinden, mußten mehrere Hämmer unter verschiedenen Betriebsbedingungen untersucht werden. Um den Einfluß von Punkt 3 möglichst festzustellen oder auszuschalten, sind auch Messungen mit Preßluft vorgenommen worden und die Ergebnisse auf Dampfzahlen umgerechnet. Die sich ergebenden Mittelwerte sind in *Tafel 1* in der letzten Spalte den jeweiligen Arbeitsstücken beigefügt.

Den Dampfverbrauch für einen derartigen Hammer je Zeiteinheit im allgemeinen anzugeben, ist ungenau. Es

Form des Rohlings	Gesenkstück	Hammergröße	Schlagzahl je Stück	Bedienung	Dampfverbrauch je Stück und Stunde für neue Hämmer bei 7 bis 8 atü Betriebsdruck
		1750 kg	(Stück je Stunde) 10 bis 12 (55 bis 60)	1 Mann Ofen 1 Schmied	12 Schläge 3,4 kg Dampf/Stück, 1 Stück/min Schlagen und Schwingen 6,4 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 4,03 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 384 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 242 kg Dampf/h
		1750 kg	9 bis 10 (55 bis 60)	1 Mann Ofen 1 Schmied	10 Schläge 2,75 kg Dampf/Stück, 1 Stück/min Schlagen und Schwingen 5,87 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 3,38 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 352 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 203 kg Dampf/h
		1750 kg	10 bis 12 (55 bis 60)	1 Mann Ofen 1 Schmied	12 Schläge 3,4 kg Dampf/Stück, 1 Stück/min Schlagen und Schwingen 6,4 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 4,03 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 384 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 242 kg Dampf/h
	Gesenklänge ~ 1300	Bär = 6000 Gesenk = 2000	12 bis 14 (12 Stück je h)	Sonderverhältnisse	14 Schläge in 5 min 18,5 kg/Dampf, 1 Stück = 5 min Schlagen und Schwingen 104 kg, Dampf/5 min Schlagen und Hochhalten 34,75 kg Dampf/5 min Schlagen und Schwingen 1250 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 417 kg Dampf/h
		Vorschmieden 1500 kg	2	1 Mann Ofen, laden 1 Mann Ofen, ziehen	2 Schläge/Stück = 0,46 kg Dampf, 2½ Stück/min 5 Schläge/min = 1,15 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 4,15 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 1,7 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 250 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 103 kg Dampf/h
		Fertigschlagen 2000 kg	2,5 Stück je min 9 (150/h)	1 Schmied vorschmieden, 1 Schmied fertigschlagen, 1 Mann Gesenkschmieren	9 Schläge/Stück 3,67 kg Dampf/Stück, 2½ Stück je min 22,5 Schläge/min 9,15 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 13,85 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 9,87 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 830 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 595 kg Dampf/h
Form des Rohlings	Gesenkstück	Hammergröße	Schlagzahl je Stück	Bedienung	
		Vorschmieden und Vorbiegen	Rollen 30 s 2 bis 3	5 Mann wie vor	30 s Rollen 4,9 kg Dampf/min, 1 Stück/min 3 Schläge 0,55 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 6,7 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 5,9 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen ~ 400 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 354 kg Dampf/h
		1200 kg	9		9 Schläge 7,8 kg Dampf/Stück, 1 Stück/min Schlagen und Schwingen 18,1 kg Dampf/min Schlagen und Hochhalten 9,24 kg Dampf/min Schlagen und Schwingen 1090 kg Dampf/h Schlagen und Hochhalten 555 kg Dampf/h
		Fertigschlagen 4000 kg	(60/h)		

Tafel 1. Rohlinge, Gesenkstücke, Hammergröße, Schlagzahlen, Bedienung und Dampfverbrauch an Gesenk-Oberdampfhämmern.

kommt vor, daß ein kleiner Hammer, bedingt durch viele Schläge je Zeiteinheit, mehr Dampf verbraucht als ein größerer Hammer. Dieses zeigt der Vergleich von Beispiel 6 (1200-kg-Hammer) mit Beispiel 1, 2, 3 (1750-kg-Hammer) und Beispiel 5 (1500-kg-Hammer). Maßgebend für den Dampfverbrauch ist, von Punkt 1 und 5 abgesehen, die Schlagzahl und die Anzahl der Arbeitsstücke. Erst unter der Voraussetzung, daß eine bestimmte Anzahl Schmiedestücke je Zeiteinheit fertig wird, kann die Kesselleistung festgelegt werden. Um dem fortschreitenden Verschleiß und zeitweilig erhöhter Erzeugung Rechnung zu tragen, gibt man am besten einen Zuschlag, der mit 25 bis 35 % nicht zu hoch sein dürfte. Der Verschleiß ist bei aller Sorgfalt und Wartung nicht zu vermeiden, und das Bedürfnis, vorübergehend die Erzeugung zu steigern, kann immer auftreten.

An dieser Stelle muß noch auf die Dampfverhältnisse in einer Schmiede kurz eingegangen werden. Besonders wenn noch größere Pressen an demselben Kessel angeschlossen sind, treten starke Druckschwankungen auf. Werden die Zylinder nun für den kleinsten vorkommenden Betriebsdruck so bemessen, daß die Hämmer bei diesem noch genügend schlagen, wird bei den Druckspitzen die Auftreffgeschwindigkeit zu groß. Da aber die Beanspruchungen mit dem Quadrat der Auftreffgeschwindigkeit wachsen, ist dieses der gefährlichste Zustand, der möglich ist. Die Druckschwankungen sollen nicht mehr als ein, allerhöchstens 2 kg/cm² betragen. Im anderen Falle kann nur ein Reduzierventil helfen.

Die von amerikanischen Firmen gebauten Hämmer werden grundsätzlich so eingeregelt, daß der Bär in der oberen Lage schwingt. Die Steuerfähigkeit wird hierdurch etwas erleichtert, der Dampfverbrauch dagegen vergrößert. Wird unter dem Hammer flott geschmiedet, so daß die Zeiten zwischen den Schlagreihen der Schmiedestücke klein sind, kann das Schwingen in Kauf genommen werden. Sind die Schlagreihen klein, oder liegen sie weiter auseinander, so ist Stillstand richtiger. Wie groß der Einfluß des schwingenden zum stillstehenden Bär in oberster Lage ist, geht aus den Verbrauchszahlen hervor. Es ergibt sich aus diesen Zahlen, daß das Schwingen nur in besonderen Fällen zu empfehlen ist. Der Dampfverbrauch fällt für Stillstand des Bären um 30 bis 50 %, wie Beispiel 1, 2 und 3, sowie Hammer II von Beispiel 5 und 6 zeigen. Nur Hammer I in Beispiel 6 nimmt wegen hoher minutlicher Schlagzahl um 11 % ab. Die Steuerfähigkeit des Bären im Stillstand oben ist noch gut und gibt keine Veranlassung zu Schwierigkeiten. Beim Stillstand handelt es sich um einen durch Lässigkeiten bedingten, gleichbleibenden, beim Schwingen jedoch um einen genau periodisch erfolgenden Dampfverbrauch. In beiden Fällen kann also der Dampfverbrauch, unter Voraussetzung der stündlichen Erzeugung, angegeben werden. Er ist in der letzten Spalte der *Tafel 1* eingeschrieben und eingerechnet.

Bei einer Betrachtung der Vorgänge im Dampfzylinder und Steuerschieber muß zuerst auf zwei Veröffentlichungen hingewiesen werden. G. Lindner hat an Hand von Indikatorschaubildern die Leistung und den Dampfverbrauch eines Hammers dargestellt[1]). Diese Bilder sind, da es bei einem Hammer mit Reihenschlag nicht anders möglich ist, ungenau in ihrem Linienzug. O. Fuchs hat den gleichen Gegenstand mittels Films untersucht[2]). Auf Grund der in diesen Aufsätzen gegebenen Anregungen werden hier Oberdampfhammer-Schaubilder mit geschlossenem Linienzug veröffentlicht, wobei es sich allerdings um einzeln gesteuerte Schläge handelt. In *Bild 10 und 11* sind zwei Schläge bei einem 500-kg-Hammer untersucht und dargestellt. Da auch bei gesteuerten Einzelschlägen ein Umsteuern vor dem Auftreffen des Bären nötig ist, kommt der Abwärtsbewegung die größere Bedeutung zu. Wird vor dem Auftreffen des Bären zu spät umgesteuert, so läuft dieser nach dem Schlage durch die Wirkung des Rückpralles gegen den noch auf der Oberseite des Zylinders befindlichen Dampfdruck an. Der Oberdruck drückt sofort den Kolben oder Bären nach dem Auslauf vom Rückprall wieder herab, und der Bär „schlägt nach". Dieser Zustand darf beim Gesenkschmieden nicht eintreten, sondern der Bär muß nach dem Schlagen durch den Rückprall nach oben gehen und sofort über den Rückprall hinaus durch den Unterdampf weiter gehoben werden. Hieraus ergibt sich, daß ein mit Dampf oder Preßluft getriebener Hammer, gleich welcher Art, auch bei einzeln gesteuerten Schlägen immer nur eine

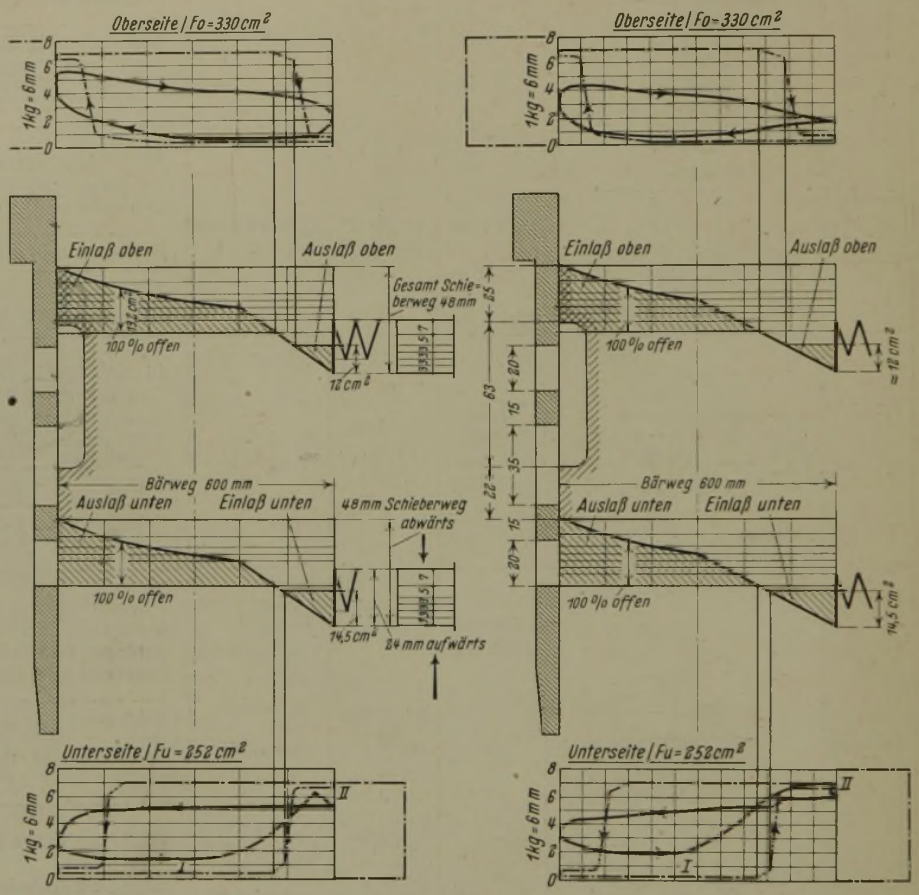


Bild 10. Dampf- und Steuerschaubild für Einzelschlag bei Höchstfüllung.

Bild 11. Dampf- und Steuerschaubild für Einzelschlag bei mittlerer Füllung.

[1]) Z. VDI 46 (1902) S. 37/43.
[2]) Z. VDI 55 (1911) S. 1161/68.

begrenzte Zylinderfüllung zuläßt. Der in *Bild 10* untersuchte Schlag dürfte so ziemlich den Höchstwert der möglichen Füllung darstellen. Gleichzeitig ist zu erkennen, daß der Durchgang von den Dampfkanälen und dem Steuerschieber möglichst groß sein soll; denn je schneller der Dampf am unteren Ende des Hubes beim Umsteuern ausströmen kann, um so später kann umgesteuert werden, je besser wird die Schlagleistung. Die Zweckmäßigkeit des möglichst späten Umsteuerns ergibt sich aus dem Linienverlauf des Schaubildes der Unterseite. Der Druckanstieg von Kompression und Voreinströmung kann von Punkt I bis II in den Schaubildern genau verfolgt werden.

Die Versuchseinrichtung bei Aufnahme der Schaubilder hatte einen Mangel, der sich leider nicht ganz ausschalten ließ, nämlich eine Querschnittverjüngung in der Dampfzufuhrleitung, die sich auf den Druck vielleicht etwas ausgewirkt hat, vermutlich aber nicht über den Einfluß einiger Prozente hinausgeht. Der Betriebsdruck lag zwischen 6 und 7 atü.

Zusammenfassend kann gesagt werden: Gleichgultig ob es Gesenkstücke sind, die während des Schlagens in der Zange gehalten werden, ob sie von der Stange geschlagen werden, ob sie in die Gravur eingelegt und während des Schlagens aus der Zange losgelassen werden, ob Vorformen oder Vorbiegen nötig ist, für alle diese Arbeiten ist der Gesenk-Oberdampfhammer geeignet. Bei Zangen- und Stangenarbeit ist ein unmittelbares Anlüften aus der Gravur in kürzester Zeit möglich, wodurch dem Stück besonders am Grat wenig Gelegenheit zur Wärmeabgabe gegeben wird. Diesem Umstande wird in manchen Schmieden noch zu wenig Beachtung geschenkt. So konnten in einem Falle laufend fünf Gelenkhebel in einem Gang von einer angewärmten Stange einzeln in die Gravur geschlagen und einzeln mit seitlich am Gesenk befestigtem Messer abgeschlagen werden. Günstig ist auch, daß bei den schnell abgegebenen Schlägen die Temperatur nur unwesentlich sinkt, ja in manchen Fällen gehalten werden kann. Hierbei wird das Stück mit ganz leichten Schlägen fertig, braucht also wenig Schlagarbeit. Es ist klar, daß dadurch der Hammer und die Gesenke sehr geschont werden.

Der Dampfverbrauch hält sich in Grenzen, die jedem Hammer nun einmal durch die gezeigten inneren Vorgänge gesetzt sind. Wird der Bär in der oberen Lage stillgesetzt, so ist der Dampfverbrauch nicht größer als auch bei anderen Hammerbauarten.

Die Gefahr der Flockenrißbildung durch Wasserstoffaufnahme im Laufe der Stahlverarbeitung.

Von Eduard Houdremont und Hans Schrader in Essen.

[Bericht Nr. 547 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute*).]

(Untersuchungen über die Auswirkung der Herstellung, Zusammensetzung und Wärmebehandlung des Stahles auf die Empfindlichkeit gegen Wasserstoffaufnahme und Flockenrißbildung. Bei der betrieblichen Wärmebehandlung (Erhitzung in gasgefeuerten Oefen oder Einsatzhärtung) ist eine Wasserstoffaufnahme möglich, die besonders bei kleinen Abmessungen zur Flockenrißbildung führt.)

[Hierzu Tafeln 11 bis 16.]

Während in einer vorhergehenden Arbeit[1]) die Flockenrißbildung und ihre Ursache in den theoretischen Grundlagen behandelt ist, wendet sich der vorliegende Bericht mehr praktischen Fragen zu. Da die zur Flockenerzeugung durch Wasserstoffbeladung im festen Zustand erforderlichen Glühtemperaturen und Glühzeiten durchaus im Bereich des bei der Verarbeitung von Stahl technisch Gebräuchlichen lagen, war die Befürchtung naheliegend, daß es im Laufe der Stahlverarbeitung, beispielsweise beim Wärmen in gashaltigen Glühatmosphären, leicht zu einer störenden Wasserstoffaufnahme kommen kann. Außerdem war durch die Wasserstoffglühung ein einfaches Mittel gegeben, um den häufig aufgeworfenen Fragen, inwieweit Unterschiede in der Stahlherstellung und -legierung die Empfindlichkeit des Werkstoffes gegen Wasserstoffaufnahme und Flockenrißbildung beeinflussen, erneut nachzugehen. Durch die Stahlherstellung wird in erster Linie der Reinheitsgrad und die Ausbildung von Seigerungen beeinflußt.

Einfluß von Seigerungen und Verunreinigungen auf die Bildung von Flockenrissen.

Wie in der Schrifttumsübersicht der ersten Arbeit[1]) ausgeführt, wurde früher das Auftreten von Flockenrissen vielfach mit Seigerungen und nichtmetallischen Werkstoffverunreinigungen in Zusammenhang gebracht. Es fragt sich, ob diese Ungleichmäßigkeiten des technischen Stahles bei der Wasserstoffglühung die Wasserstoffaufnahme und die Auslösung von Flockenrissen verändern können.

Zur Klärung wurden unterschiedlich verunreinigte Stähle gleicher Zusammensetzung, und zwar ein Elektrostahl und ein Siemens-Martin-Stahl, einer gemeinsamen Wasserstoffglühung ausgesetzt. Der verschiedene Reinheitsgrad der beiden Stähle ist an dem Aussehen der Schwefelabzüge in den *Bildern 1 und 4* (Tafel 11) zu bemessen. Beide Stähle waren nach einer fünfstündigen Wasserstoffbeladung bei 1100° mit nachfolgender Wasserabschreckung frei von Flockenrissen, während nach einer zehnstündigen Glühung beide Stähle in gleichem Maße mit Flockenrissen durchsetzt waren *(Bilder 2, 3, 5 und 6)*. Ein Unterschied in der Empfindlichkeit gegen Flockenrisse an Stählen verschiedenen Reinheitsgrades konnte somit nicht ermittelt werden. Höchstens läßt sich feststellen, daß die Flockenrisse in dem schlackenärmeren Elektrostahl etwas kleiner und dafür zahlreicher sind als bei dem etwas mehr verunreinigten Siemens-Martin-Stahl. Dies wäre ein Anzeichen dafür, daß die Wasserstoffausscheidung bei Elektrostahl etwas gleichmäßiger vor sich geht als bei Siemens-Martin-Stahl. Es scheint also vielleicht die Wasserstoffausscheidung an nichtmetallischen Einschlüssen bevorzugt einzutreten. Das könnte dadurch bedingt sein, daß die Einschlüsse den metallischen Zusammenhang stören und dadurch zu einer örtlichen Diffusionshemmung führen. Dieser Vergleich gilt zunächst nur für unterschiedliche Gehalte an sulfidischen Einschlüssen. Bei oxydischen Einschlüssen wird die Beeinflussung grundsätzlich nicht anders sein, vorausgesetzt,

*) Vorgetragen in der 42. Vollsitzung des Werkstoffausschusses am 17. Dezember 1940. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

[1]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 649/53 (Werkstoffaussch. 546).

daß diese Einschlüsse nicht Wasserstoff oder Wasser in abgebundener Form enthalten. Auf die bei solchen Einschlüssen mögliche Vermehrung des bei der Flockenrißbildung wirksamen Wasserstoffgehaltes wird später nochmals zurückzukommen sein.

Gelegentlich kann vorkommen, daß eine Anhäufung von Flockenrissen mit groben Seigerungsstreifen zusammenfällt. R. E. Cramer[2]) betont bei der Beschreibung solcher Erscheinungen, daß daraus keine Regelmäßigkeit abgeleitet werden kann. Auch bei Wasserstoffglühung stärker geseigerter Proben, die aus dem Kern größter Schmiedestücke entnommen wurden, konnte eine bevorzugte Flockenrißbildung in Seigerungsstreifen nicht beobachtet werden, wie dies aus *Bild 7* hervorgeht. Die Flockenrisse fallen teilweise mit den Seigerungen zusammen, treten teilweise aber vollkommen unabhängig davon auf.

Das gelegentliche Zusammentreffen von Flocken mit Seigerungen scheint andere Gründe zu haben. Seigerungsstreifen entsprechen nämlich vielfach Stellen, in denen Restschmelze mit erhöhtem Phosphor- und Schwefelgehalt erstarrt ist. Dadurch kann eine Veränderung in der Diffusionsfähigkeit sowie eine bevorzugte Ausscheidung von Wasserstoff an Einschlüssen bewirkt werden, vor allem, wenn in der Mutterlauge gleichzeitig eine Anreicherung an aufgelösten Gasen und damit auch an Wasserstoff stattgefunden hat. Wenn durch mehrfache Verschmiedung und Erwärmung ein weitgehender Diffusionsausgleich dieser Ungleichmäßigkeiten, die im Gußzustand bestehen, erfolgt ist, so werden Verschiedenheiten in der Aufnahmefähigkeit für Wasserstoff und Rißneigung der Seigerungsstreifen gegenüber dem umgebenden Werkstoff nicht mehr merklich. Eine Anhäufung von Flockenrissen in großen Schmiedestücken an stärker geseigerten Zonen kann auch rein spannungsmäßig bedingt sein. Beispielsweise wird an größeren Schmiedestücken die geseigerte Kernzone vielfach auch stärkeren Spannungen ausgesetzt sein.

Schließlich sei noch erwähnt, daß auch im Gußzustand an aus größeren Gußblöcken herausgeschnittenen Stücken durch eine Wasserstoffglühung die Bildung von flockenartigen Innenrissen herbeigeführt werden konnte *(Bilder 8 bis 10)*. Hierzu sind allerdings etwas längere Glühzeiten und damit größere Wasserstoffmengen als bei dem gleichen Stahl im geschmiedeten Zustand erforderlich, was wohl durch eine Auffüllung feiner Hohlräume und Poren im Gußzustand und durch die im geschmiedeten Zustand stärkere Werkstoffverdichtung zu erklären ist.

Flockenrißneigung von Stählen verschiedener Legierungsart.

Im Rahmen dieser Untersuchungen war nicht beabsichtigt, den Einfluß der Legierung auf die Flockenbildung nach Wasserstoffglühung festzulegen. Bei Versuchen mit diesem Ziel wäre es erforderlich, gleichzeitig die Wasserstofflöslichkeit und Wasserstoffdiffusion unter Durchführung genauester Bestimmungen des Wasserstoffgehalts zu berücksichtigen. Trotzdem lassen sich aus dem Vergleich der untersuchten Reihen von verschieden legierten Stählen einige allgemeine Hinweise entnehmen.

Der Unterschied im Verhalten eines unlegierten Stahles gegenüber einem Chrom-Nickel-Stahl wurde durch die Bilder 22 bis 31 im ersten Teil der Arbeit[1]) veranschaulicht. Diese zeigten, daß der unlegierte Stahl bei langsameren Abkühlungsgeschwindigkeiten, die beim Chrom-Nickel-Stahl noch zur Auslösung von Flockenrissen ausreichten, flockenfrei blieb. Damit bestätigte sich die praktische Erfahrung aus der Verarbeitung derartiger Stähle, daß unlegierte Stähle verhältnismäßig unempfindlich gegen Flockenrißbildung sind. Bei einem Versuch, unlegierte Stähle, die nach der Wasserstoffglühung bei 1100° im Ofen abkühlten, erneut kurz auf 1100° zu erwärmen und dann in Wasser abzuschrecken, wurde gefunden, daß die Stähle bei der Ofenabkühlung rißfrei blieben, während bei der darauffolgenden Abschreckung Flockenrisse auftraten *(Bilder 11 bis 20; Tafel 12)*. Dabei wird die Neigung zur Flockenbildung, beurteilt an der Anzahl der entstandenen Flockenrisse, mit dem Kohlenstoffgehalt etwas größer. Inwieweit hier die stärkere Härteannahme des kohlenstoffreicheren Stahles und damit erhöhte Spannungen eine Rolle spielen, soll dahingestellt bleiben. Jedenfalls deutet die Gefügeausbildung der Stähle wirksame Unterschiede an, da beispielsweise der hochgekohlte Stahl am Rande martensitisch, im Kern troostitisch war, während bei dem niedriggekohlten Stahl das Gefüge teilweise aus Ferrit, teilweise aus Zwischengefüge bestand.

Für einfach chromlegierte Stähle mit 1,5 % Cr bei Kohlenstoffgehalten von 0,4 und 1 % wurde bereits erwähnt, daß diese sich als unempfindlicher gegen Flockenrißbildung erwiesen als Chrom-Nickel-Stähle, obwohl aus dem Stahlwerksbetrieb bekannt ist, daß derartige Chromstähle im Betrieb Flocken erhalten können. Die geringere Empfindlichkeit dieser Chromstähle gegenüber dem Chrom-Nickel-Stahl äußerte sich dadurch, daß sie bei Wasserstoffbeladung nach Ofen- oder Luftabkühlung flockenfrei blieben, während beim Chrom-Nickel-Stahl Flockenrisse auftraten. Bei chromreichen Stählen mit 0,20 % C und 15 % Cr oder 2 % C und 12 % Cr gelingt es bei einer Wasserstoffglühung auf 1100° selbst bei Glühzeiten bis zu 100 h und anschließender Wasserabschreckung nicht, Flockenrisse zu erzeugen. Es bilden sich nur gröbere Spannungsrisse. Das gleiche gilt für Schnellarbeitsstähle und ähnlich legierte Werkzeugstähle.

Auf die sogar im Vergleich zu niedriggekohlten unlegierten Stählen größere Unempfindlichkeit des umwandlungsfreien vierprozentigen Siliziumstahles wurde im ersten Teil der Arbeit hingewiesen. Zur Entwicklung von Flockenrissen waren bei diesem Stahl erheblich längere Glühzeiten bei der Wasserstoffbeladung mit nachfolgender schroffer Abkühlung erforderlich als beim unlegierten Stahl. Es bleibt noch zu klären, ob dies durch Veränderungen in der Fähigkeit zur Wasserstoffaufnahme oder Diffusion eines derartig legierten Werkstoffes bei hohen Temperaturen beispielsweise als Folge der raumzentrierten Kristallart zurückzuführen ist, oder ob bei diesen Stählen das Fehlen einer spannungerhöhenden Umwandlung bei der Abschreckung ausschlaggebend ist.

Bemerkenswert sind noch Untersuchungen an einem Chrom-Molybdän-Vanadin-Stahl und einem aluminiumhaltigen Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl, bei denen im Betrieb bisher noch nie Flockenrisse beobachtet wurden, so daß sie als flockenunempfindliche Stähle galten. Durch Wasserstoffbeladung konnten aber auch derartige Stähle, wie aus den *Bildern 21 bis 24* (Tafel 13) zu ersehen ist, zur Flockenrißbildung veranlaßt werden. Die kleinere Rißanzahl bei der niedrigeren Glühtemperatur spricht aber für eine geringere Anfälligkeit gegenüber dem Chrom-Nickel-Stahl.

Ueber die Wirkung geringer Wolframzusätze wäre zu berichten, daß ein Chrom-Nickel-Stahl mit 0,3 % C, 4 % Ni und 1,5 % Cr bei einem Wolframgehalt von 1 % bei Wasserstoffglühung eine größere Empfindlichkeit gegen

[2]) Trans. Amer. Soc. Met. 25 (1937) S. 923/34.

Flockenrißbildung zeigte als ein Stahl sonst gleicher Zusammensetzung ohne Wolfram.

An umwandlungsfreien Stählen wurde neben dem Stahl mit 4 % Si auch ein austenitischer Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni und ein Mangan-Hartstahl geprüft. Bei diesen Stählen gelang es durch keine Wasserstoffbeladung, selbst bei schroffster Abkühlung, Flockenrißbildung hervorzurufen. Auch bei Einführung des Wasserstoffes unter Druck blieben die Stähle flockenfrei, so daß sie als flockenrißunempfindlich bezeichnet werden können. Als Ursache für dieses Verhalten kann die größere Wasserstofflöslichkeit des Austenits angesehen werden, die bewirkt, daß der Wasserstoffentwicklungsdruck unterhalb 500° nur etwa ¼ des Druckes bei einem niedriglegierten Chrom-Nickel-Stahl ausmacht. Weiterhin kann auch die höhere Zähigkeit der austenitischen Stähle und der andere Aufbau des Eisengitters von Bedeutung sein.

Wirkung verschiedener wasserstoffhaltiger Gase.

Nachdem die Glühbedingungen zur Erzeugung von Flockenrissen durch Glühen in mehr oder weniger reinem Wasserstoffgas festlagen, war es technisch wichtig zu wissen, ob mit Wasserstoff verdünnte Gase, wie sie in Wärmebehandlungsöfen vorkommen, sich ähnlich auswirken können. Bei einer Glühung in Leuchtgas mit 56 % H_2 wurde gefunden, daß, abgesehen von dem Zementationsvorgang in den Randzonen, die Flockenempfindlichkeit der Kernzone des geglühten Stahles die gleiche blieb wie in reinem Wasserstoffgas *(Bilder 25 bis 30; Tafel 14)*. Durch die Verdünnung des Gases ist also eine merkliche Veränderung in der Wasserstoffaufnahme des Stahles nicht eingetreten. An den Bruchflächen der leuchtgaszementierten Stücke ist die für Flockenrisse kennzeichnende ovale Form besonders deutlich zu erkennen.

Das Ergebnis des Versuches läßt folgern, daß bei einer Leuchtgaszementation mit hohen Zementationstemperaturen und nachfolgender etwas schroffer Abkühlung infolge der neben der Zementation eintretenden Wasserstoffaufnahme des Grundwerkstoffes die Gefahr einer Flockenrißbildung gegeben ist. Bei langsamer Ofenabkühlung läßt sich unter diesen Glühbedingungen, wie ebenfalls aus den *Bildern 25 bis 30* ersichtlich, die Flockenbildung vermeiden. Da aber zementierte Teile einer Schlußhärtung unterworfen werden, besteht die Gefahr, daß die Flockenrisse dann wieder zur Auslösung gebracht werden.

Bei weiterer Verdünnung des Wasserstoffgehaltes in einem Verbrennungsabgas, das nur noch 13 % H_2 enthielt, waren die Verhältnisse kaum wesentlich verändert, da auch hier bei Wasserablöschung nach 10stündiger Glühung auf 1100° zahlreiche Flockenrisse in Erscheinung traten *(Bilder 31 bis 36)*. Die Anzahl dieser Flockenrisse war bei Luftabkühlung etwas geringer, während bei Ofenabkühlung die Rißbildung unterdrückt wurde. Sogar die Wasserdampfzersetzung in Gegenwart von Eisen bei diesen hohen Temperaturen liefert genügend Wasserstoff, um bei rascher Abkühlung, wie an Luft oder in Wasser, die Entstehung von Flockenrissen zu veranlassen *(Bilder 37 bis 42; Tafel 15)*. Anzahl und Größe der Risse entsprachen den gleichen Verhältnissen wie bei Glühung in nahezu reinem Wasserstoffgas. Dagegen erwies sich Ammoniak in der Wirkung als schwächer. Nach den *Bildern 43 und 44* (Tafel 13) sind beim Glühen in Ammoniak zur Flockenrißbildung längere Zeiten erforderlich als bei den angeführten wasserstoffhaltigen Gasen. Diese Ergebnisse besagen, daß auch die in technischen Gasen vorkommenden Wasserstoffgehalte beachtet werden müssen, da in manchen Fällen das Auftreten von Rißempfindlichkeit mit der beim Glühen der Stahlstücke aufgenommenen Wasserstoffmenge im Zusammenhang stehen kann.

Bei der Zementation in Leuchtgas liegt der Gedanke an eine Wasserstoffaufnahme und dadurch verursachte Flockenrißbildung infolge des hohen Wasserstoffgehaltes dieses Gases nahe. Weniger geläufig dürfte sein, daß auch beim Zementieren in festen Einsatzmitteln genügend Wasserstoff aufgenommen werden kann, um einen Stahl, der ohne diese Wasserstoffaufnahme flockenfrei blieb, zur Flockenrißbildung zu veranlassen. Feste Einsatzpulver können je nach dem Feuchtigkeitsgehalt der Kohle besonders in der Anfangszeit der Glühung Gase entwickeln, die beispielsweise bei Holzkohle und Bariumkarbonat bei hohen Glühtemperaturen von 1050° zwischen 15 und 32 % H_2 enthalten[3]). Dabei kann auch eine unterschiedliche Anfälligkeit verschiedener Stahlschmelzungen beobachtet werden, wie dies auch von H. Diergarten[4]) bei Tiefzementation von Kugellagerringen, die allerdings im Salzbad erfolgte, festgestellt wurde.

Ein bemerkenswertes Beispiel für diese Verhältnisse geben die *Bilder 45 bis 50*. Bei gleicher Zementations- und Härtungsbehandlung zeigten zwei Schmelzungen eines Chrom-Molybdän-Einsatzstahles eine unterschiedliche Anfälligkeit gegen Flocken. Nach Härtung von 840° in Oel ohne voraufgehende Zementation waren beide Stähle flockenfrei. Nach Zementation in einem Gemenge aus Holzkohle und Bariumkarbonat bei 1000 bis 1020° mit Luftabkühlung nach der Zementation und anschließender Oelhärtung bei 840° hatte die eine Schmelzung Flockenrisse, während die andere flockenfrei blieb. Die Flocken hatten sich nicht bei der Luftabkühlung aus dem Zementationskasten gebildet, da eine Prüfung der Stähle nach der Zementation bei beiden Schmelzungen Rißfreiheit ergab. Die Flocken entstanden also einwandfrei erst bei der Schlußhärtung in Oel. Zur Auslösung der Risse war also auch hier wiederum die zusätzliche Wirkung schroffer Abschreckspannungen bei der Oelhärtung erforderlich.

Denkbar wäre, daß die Einsatzschicht, die bei ihrem hohen Kohlenstoffgehalt nach der Härtung ein größeres Volumen annimmt, dadurch zusätzliche Zugspannungen auf die Kernzone ausübt. Das scheint aber nicht von ausschlaggebender Bedeutung zu sein, da auch beim Abdrehen der Einsatzschicht nach der Zementation durch Oelhärtung von 840° Flockenrisse ausgelöst wurden *(Bilder 47 und 50)*. Ein Vergleich des im geschmiedeten Zustand gehärteten Stückes des empfindlichen Stahles, das rißfrei ist, mit dem nach dem Zementieren und Abdrehen der Einsatzschicht gehärteten, das Flockenrisse aufwies, belegt im übrigen eindeutig die ausschlaggebende Wirkung der bei der Zementation erfolgten Wasserstoffaufnahme, da die Spannungsverhältnisse in diesen beiden Stücken gleich sein müssen. Die bei den *Bildern 45 bis 50* angeführten Wasserstoffgehalte lassen entnehmen, daß die flockenanfällige Schmelzung einen wesentlich höheren Wasserstoffgehalt hatte, und zwar betrug die Menge etwa das Vierfache, wobei der zwischen 400 und 1100° abgegebene Wasserstoff zugrunde gelegt wird. Zu diesem ursprünglich vorhandenen Wasserstoffgehalt mußte aber erst die bei der Zementation erfolgte Wasserstoffbeladung hinzukommen, ehe der zur Erzeugung von Flocken-

[3]) Nolly, H. de, und L. Veyret: Stahl u. Eisen 32 (1912) S. 1581/82; ferner Stahl u. Eisen 33 (1913) S. 1569/73.

[4]) Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 1027/37 (Werkstoffaussch. 514).

rissen erforderliche Wasserstoffgehalt erreicht war. Diese Beladung gelang im übrigen nur bei verhältnismäßig hohen Zementationstemperaturen, wie sie nur bei Tiefzementation, beispielsweise von Panzerplatten, angewendet werden. Wurde die Zementationstemperatur niedriger bei 850 bis 900° gehalten, so trat keine Flockenrißbildung ein.

An diesem Beispiel ist klar zu verfolgen, daß manchmal die Flockenbildung erst beim Zusammenwirken mehrerer Einflüsse möglich wird. Es erfolgte nämlich die Flockenbildung infolge einer Anfälligkeit des Stahles, die in erhöhtem Wasserstoffgehalt begründet war. Hierzu kam eine Gasaufnahme bei der Behandlung. Die Wasserstoffwirkung kam aber erst dann zur Auslösung, wenn zusätzliche Ablösch- oder Härtungsspannungen auftraten.

Daß die unterschiedliche Anfälligkeit der beiden Stähle trotz weitgehender Verformung sowie wiederholter Erwärmung und Abkühlung erhalten blieb, ist nicht ohne weiteres verständlich. Man sollte denken, daß im Laufe der Verarbeitung der Wasserstoffgehalt genügend Gelegenheit hatte, aus dem Stahl zu entweichen. Tatsächlich werden auch für den in Lösung befindlichen Wasserstoff, der bei der Analyse bis 400° bestimmt wird, nennenswerte Gehalte nicht festgestellt. Um die Wirkung der bei Entgasung bis 1100° aufgefundenen Unterschiede im Wasserstoffgehalt zu verstehen, muß eine Erklärung zugrunde gelegt werden, wie sie von H. Bennek und G. Klotzbach[5]) im Zusammenhang mit Einschlüssen gegeben wurde. Der bei hohen Temperaturen oder beim Aufschmelzen frei werdende Wasserstoff soll danach in oxydischen Einschlüssen abgebunden sein. Für den vorliegenden Fall würde das bedeuten, daß die beiden Stähle einen unterschiedlichen Gehalt an oxydischen oder wasserstoffhaltigen Einschlüssen hatten. Diese Einschlüsse werden bei hohen Glühtemperaturen, damit also auch bei der Zementation zersetzt. Der dabei abgespaltene Wasserstoff geht in Lösung und wird dadurch erst für die Flockenbildung wirksam.

Einfluß der Stückabmessung auf die Flockenrißempfindlichkeit.

Die Frage einer Wasserstoffaufnahme des Stahles aus technischen Gasen ist von außerordentlicher Bedeutung, da die meisten Verbrennungsgase in Schmiede- und Walzwerksöfen Wasserstoff oder Wasserdampf enthalten. Es könnte deshalb vermutet werden, daß unter Umständen der von der Erschmelzung des Stahles herrührende Wasserstoff in seiner Auswirkung zurücktritt gegenüber der Wasserstoffaufnahme bei der Warmverarbeitung.

Um zu klären, inwieweit derartige Besorgnisse zutreffend sind, wurde eine größere Anzahl betriebsmäßiger Versuche durchgeführt, die den Einfluß der Stückgröße auf die Wasserstoffaufnahme bei Glühbehandlung in der Atmosphäre von Wärmöfen zum Gegenstand hatten. Die Tatsache, daß die Flockenrißempfindlichkeit mit steigender Beladungsdauer, beispielsweise bei einer Glühtemperatur von 1100° bis zu 100 h ansteigt, spricht dafür, daß der Wasserstoff verhältnismäßig langsam aufgenommen wird. Daher war zu erwarten, daß mit steigender Stückgröße das Vordringen von Wasserstoff bis zum Kern erschwert wird. Deshalb wird die Aufnahme von Wasserstoff aus dem Ofengas bei großen Stücken vielleicht nicht die Rolle spielen wie bei kleineren Abmessungen. Die Versuche bestätigten diese Annahme.

Wie aus den *Bildern 51 bis 53* (Tafel 16) hervorgeht, entstanden bei einer Glühung von Schmiedestücken verschiedener Abmessungen aus Chrom-Nickel-Stahl in einem gasgefeuerten Wärmofen, in dem die aufgeheizten Stücke bei 1100° 10 h auf Temperatur gehalten wurden und anschließend an Luft abkühlten, nur bei den kleineren Querschnitten von 60 und 100 mm vierkant Innenrisse. Die größeren Abmessungen von 150 mm vierkant und ebenso 200 mm vierkant blieben rißfrei, auch wenn die Glühzeit übertrieben verlängert wurde, und zwar bis zu 200 h. Wenn zum Ausgleich der Härteunterschiede bei Luftabkühlung der verschiedenen Abmessungen die Abkühlung nach der 10stündigen Glühung bei 1100° in Asche vorgenommen wurde, so erhielt nur noch die kleinste Abmessung von 60 mm vierkant flockenartige Innenrisse *(Bilder 54 bis 56)*. Bei 100 mm vierkant wurde bereits ein Rückgang in der Empfindlichkeit merklich, da die Risse auf die Randzone beschränkt waren. Diese Anordnung der Risse spricht für erhöhte Wasserstoffgehalte in den Randzonen und einen unvollständigen Diffusionsausgleich in dieser Abmessung. Die noch größeren Stücke von 150 und 200 mm vierkant waren bei Aschenabkühlung nach dem Glühen ebenfalls frei von Rissen. Es scheint also bei der Glühung von größeren Querschnitten nicht zu gelingen, genügende Wasserstoffmengen bis in das Innere der Schmiedestücke einzuführen, um dort eine Flockenrißbildung selbst bei der rascheren Luftabkühlung hervorzurufen.

Zur Vervollständigung der Kenntnis dieser Bedingungen für das Auftreten von Flockenrissen als Folge einer Wasserstoffaufnahme des Stahles aus dem Ofengas in Wärmöfen war es wichtig zu wissen, wie sich größere Stücke mit einer Bohrung verhalten, bei denen der Wasserstoff nicht nur von außen, sondern auch von innen eindringen kann. Dabei traten auch in einer größeren Abmessung von 200 mm vierkant, die mit einer Bohrung von 30 mm Dmr. versehen war, nach 40stündiger Glühung im gasgefeuerten Wärmofen und nachfolgender Abkühlung an Luft Risse in den äußeren Randzonen und vereinzelte Risse dicht an der Bohrung auf *(Bilder 57 und 58; Tafel 13)*; also auch hier in den Zonen, von denen anzunehmen ist, daß eine erhöhte Wasserstoffaufnahme stattgefunden hat. Nach 10stündiger Glühdauer, die, wie oben ausgeführt, bei 60- und 100-mm-Vierkantstücken zur Rißbildung ausreichte, war bei dieser gebohrten 200-mm-Vierkantabmessung noch keine Einwirkung zu erkennen. Wurde die Glühung in einem kohlengefeuerten Wärmofen vorgenommen, so blieben die Risse selbst in kleineren Querschnitten von 60 mm vierkant bei Verlängerung der Glühzeit bis zu 200 h aus.

Zusammenfassung.

Unterschiede in der metallurgischen Herstellung und in dem damit verbundenen Gehalt an sulfidischen Einschlüssen verändern die Wasserstoffaufnahme und dadurch verursachte Empfindlichkeit gegen Flockenrißbildung nicht wesentlich. Anders ist es unter Umständen mit oxydischen Einschlüssen, die vielleicht Wasserstoff in gebundener Form enthalten können. Die bei hohen Glühtemperaturen eintretende Aufspaltung dieser Einschlüsse kann die Anfälligkeit des Stahles gegen Flockenrisse vergrößern, vor allem wenn gleichzeitig Wasserstoff aus der Glühatmosphäre aufgenommen wird. Es genügt dann die Aufnahme einer kleineren zusätzlichen Wasserstoffmenge, um Flocken hervorzurufen.

Seigerungszonen im geschmiedeten Stahl verhalten sich in der Wasserstoffaufnahme und Flockenrißbildung nicht anders als der umgebende Werkstoff. Im Gußzustand erfordert der Stahl größere Wasserstoffmengen, ehe es zu einer Flockenrißbildung kommt.

Für den Einfluß der Stahllegierung auf die Wasserstoffaufnahme durch Glühen werden allgemeine Hinweise gegeben. So sind beispielsweise Chrom-Nickel-Stähle empfind-

[5]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 597/606 und 624/30 (Werkstoffaussch. 542).

Eduard Houdremont und Hans Schrader:

Die Gefahr der Flockenrißbildung durch Wasserstoffaufnahme im Laufe der Stahlverarbeitung.

Schwefelabdruck des Querschnitts. Bruchgefüge. Gebeizter und zur Rißentwicklung nach dem Magnetpulververfahren behandelter Querschnitt.

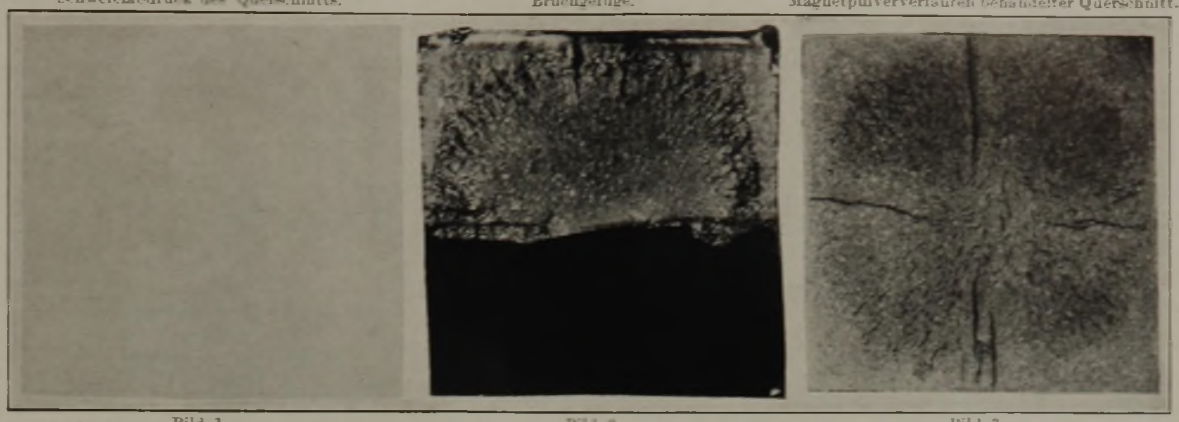


Bild 1. Bild 2. Bild 3.
Bilder 1 bis 3. Elektrostahl mit 0,39 % C, 0,43 % Si, 0,51 % Mn, 0,011 % P, 0,010 % S, 1,22 % Cr und 4,53 % Ni.

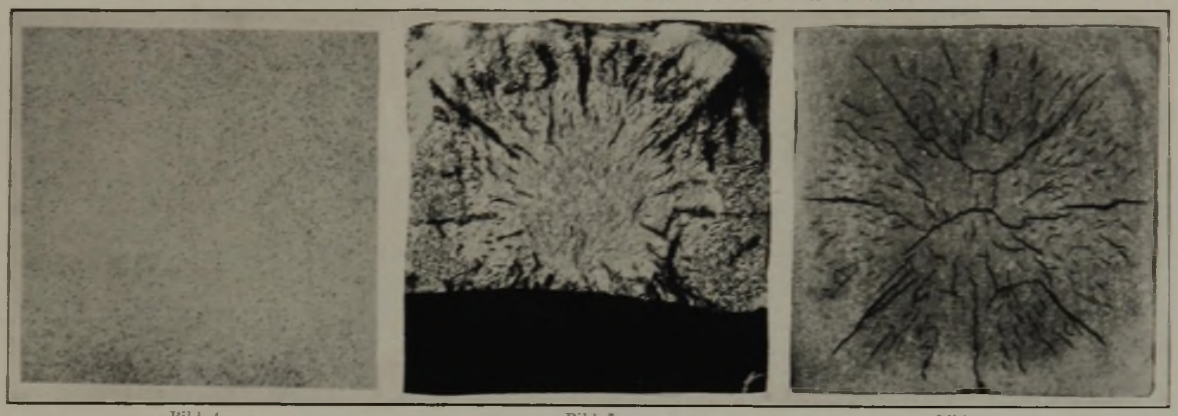


Bild 4. Bild 5. Bild 6.
Bilder 4 bis 6. Siemens-Martin-Stahl mit 0,26 % C, 0,35 % Si, 0,60 % Mn, 0,011 % P, 0,023 % S, 1,46 % Cr und 4,34 % Ni.

Bilder 1 bis 6. Flockenrißbildung an Stählen unterschiedlichen Gehaltes an nichtmetallischen Einschlüssen bei zehnstündiger Wasserstoffglühung auf 1100° mit nachfolgender Wasserabschreckung. (× 0,8.)

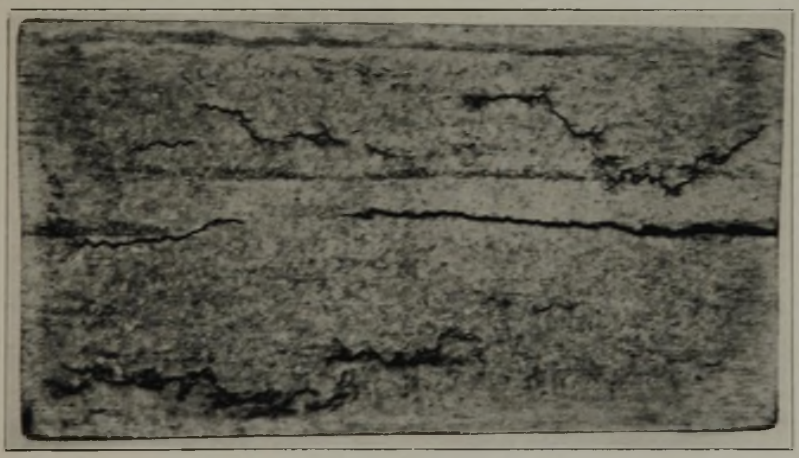


Bild 7. Anordnung von Innenrissen, die in einem Bohrkern von 75 mm Dmr. und 150 mm Länge aus einem großen Schmiedestück aus Stahl mit 0,28 % C, 0,35 % Si, 0,54 % Mn, 3,32 % Cr, 0,37 % Mo und 0,95 % Ni durch 20stündiges Glühen in Wasserstoff bei 1100° mit anschließender Wasserabschreckung erzeugt wurden, im Vergleich zu groben Kernseigerungen. (Gebeizter und zur Rißentwicklung nach dem Magnetpulververfahren behandelter Längsschnitt. × 0,7.)

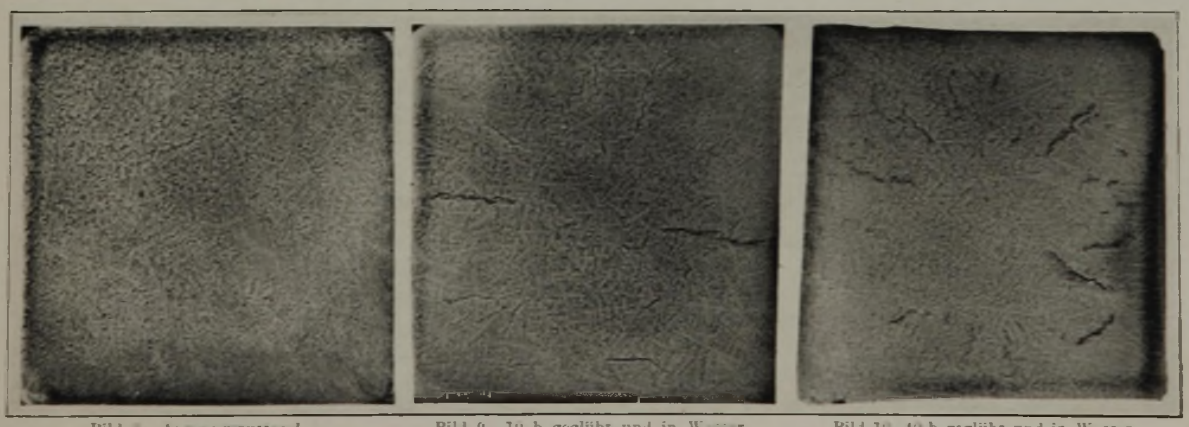


Bild 8. Ausgangszustand. Bild 9. 10 h geglüht und in Wasser abgeschreckt. Bild 10. 40 h geglüht und in Wasser abgeschreckt.

Bilder 8 bis 10. Flockenartige Innenrisse an 60-mm-Vierkantproben aus Gußblöcken eines Stahles mit 0,20 % C, 0,29 % Si, 0,57 % Mn, 1,81 % Cr, 0,27 % Mo und 1,86 % Ni nach Wasserstoffglühung bei 1100° mit anschließender Wasserabschreckung. (× 0,8.)

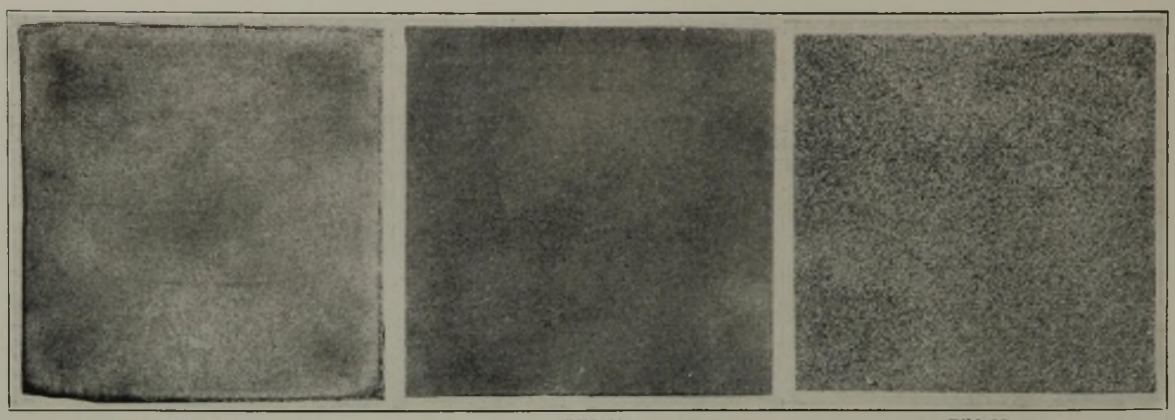


Bild 11.
Brinellhärte im Kern: 125
Stahl mit: 0,16 % C und 0,58 % Mn

Bild 12.
161
0,28 % C und 0,84 % Mn

Bild 13.
180
0,41 % C und 0,55 % Mn

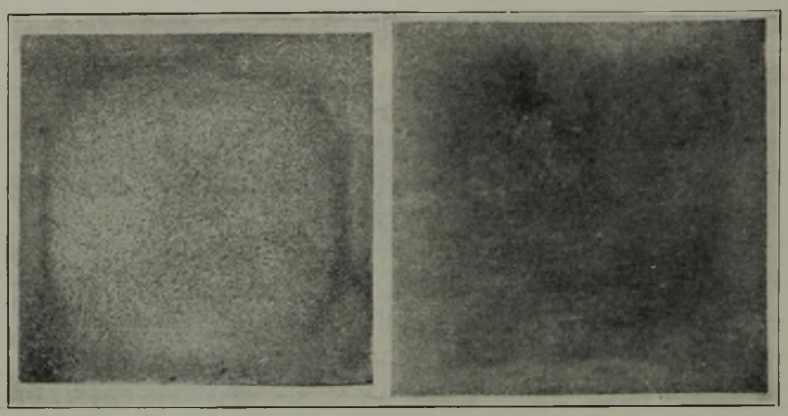


Bild 14.
Brinellhärte im Kern: 229
Stahl mit: 0,71 % C und 0,35 % Mn

Bild 15.
252
1,03 % C und 0,37 % Mn

Bilder 11 bis 15. Ohne erneute Wärmebehandlung.

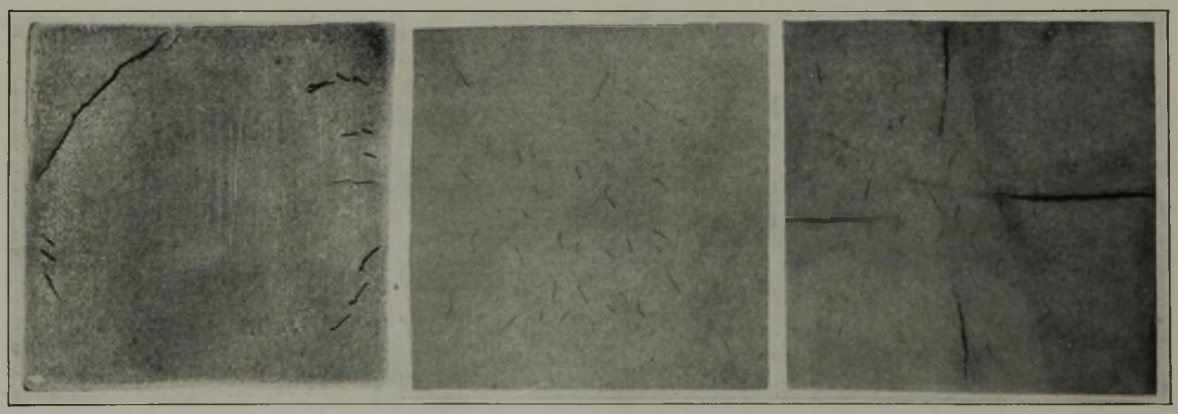


Bild 16.
Brinellhärte im Kern: 156
An der Oberfläche: 161
Stahl mit: 0,16 % C und 0,58 % Mn

Bild 17.
236
375
0,28 % C und 0,84 % Mn

Bild 18.
352
514
0,41 % C und 0,55 % Mn

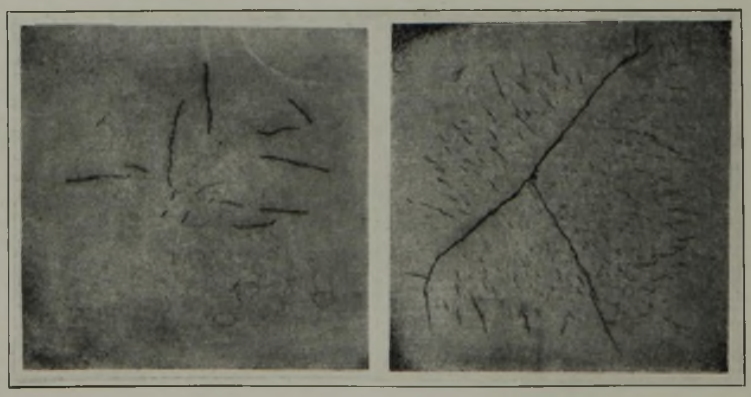


Bild 19.
Brinellhärte im Kern: 378
An der Oberfläche: 522
Stahl mit: 0,71 % C und 0,35 % Mn

Bild 20.
444
592
1,03 % C und 0,37 % Mn

Bilder 16 bis 20. Nachträglich 1 h bei 1100° im feuchten Wasserstoff geglüht und in Wasser abgeschreckt.

Bilder 11 bis 20. Anfälligkeit von unlegierten Stählen mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt gegen Flockenrißbildung bei 10stündiger Glühung im feuchten Wasserstoffstrom bei 1100° ohne und mit erneuter kurzer Glühung. (× 0.8.)

Glühtemperatur in ° C: 1000 1100 1100
Glühzeit in h: 40 10 10

Bild 21.

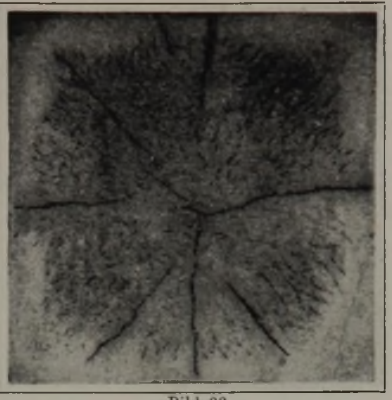


Bild 22.

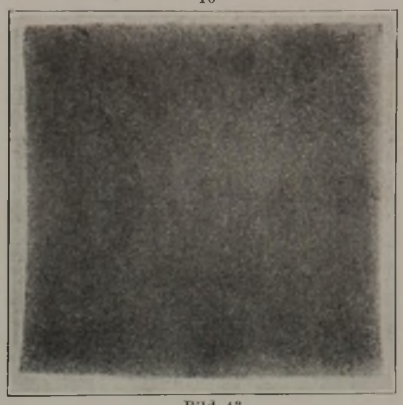


Bild 43.

Brinellhärte: 444 444

Bilder 21 und 22. Stahl mit 0,30 % C, 0,35 % Si, 0,61 % Mn, 2,55 % Cr, 0,30 % Mo und 0,11 % V.

Glühzeit in h: 40 10 20

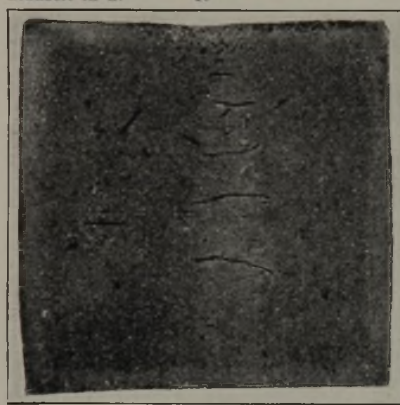


Bild 23.

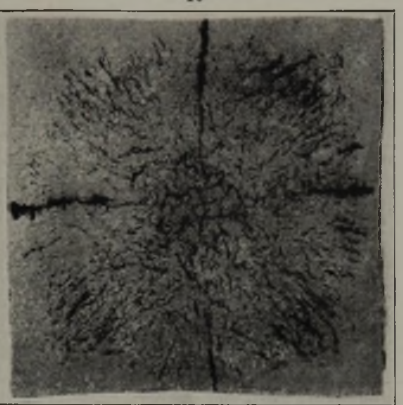


Bild 24.

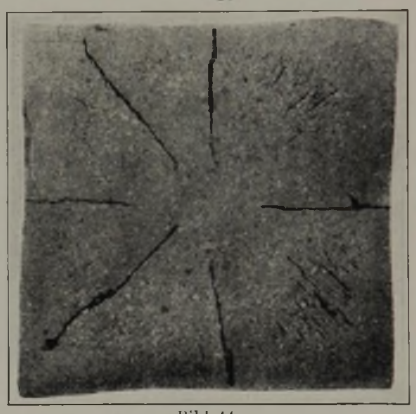


Bild 44.

Brinellhärte: 302 363

Bilder 23 und 24. Stahl mit 0,32 % C, 0,22 % Si, 0,54 % Mn, 1,36 % Cr, 0,27 % Mo, 1,83 % Ni und 1,25 % Al.

Bilder 21 bis 24. Flockenrißbildung zweier verschieden legierter Stähle bei Glühung im feuchten Wasserstoffstrom mit nachfolgender Wasserabschreckung. (× 0,8.)

Bilder 43 und 44. Flockenrißbildung an einem Stahl mit 0,34 % C, 0,28 % Si, 0,53 % Mn, 1,38 % Cr und 4,50 % Ni bei Glühung auf 1100° in Ammoniak mit nachfolgender Luftabkühlung. (× 0,8.)

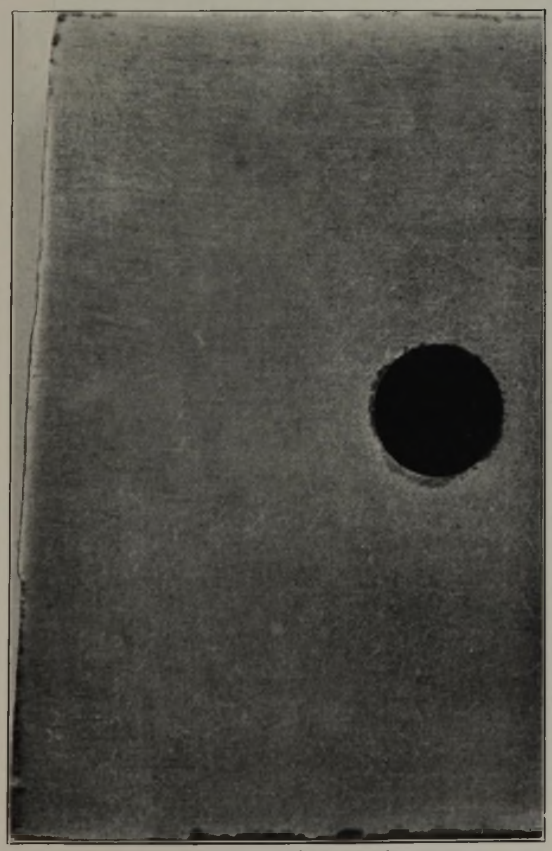


Bild 57. 200-mm-Vierkantprobe.

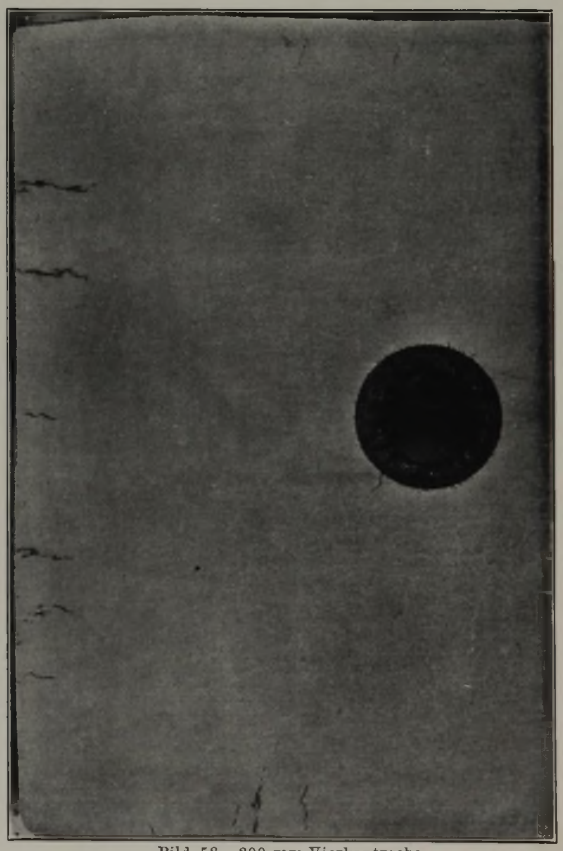


Bild 58. 200-mm-Vierkantprobe.

Brinellhärte: 451 447
Glühzeit in h: 10 40

Bilder 57 und 58. Auftreten von Innenrissen an großen Stücken aus Stahl mit 0,34 % C, 0,28 % Si, 0,53 % Mn, 1,38 % Cr und 4,50 % Ni mit einer Bohrung durch Glühen bei 1100° in einem gasgefeuerten Wärmofen bei einem Ofengas mit 7,2 % CO_2, 2,9 % CO, 16,1 % H_2, 1,4 % O_2 und 72,3 % N_2 und nachfolgender Luftabkühlung. (rd. × 0,5.)

Gebeizt

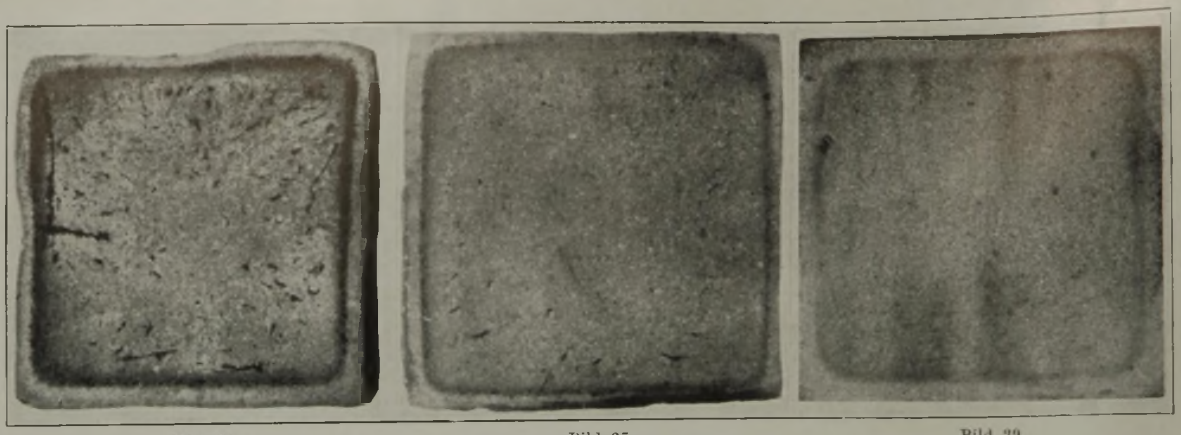


Bild 25. Bild 27. Bild 29.

Bruchgefüge

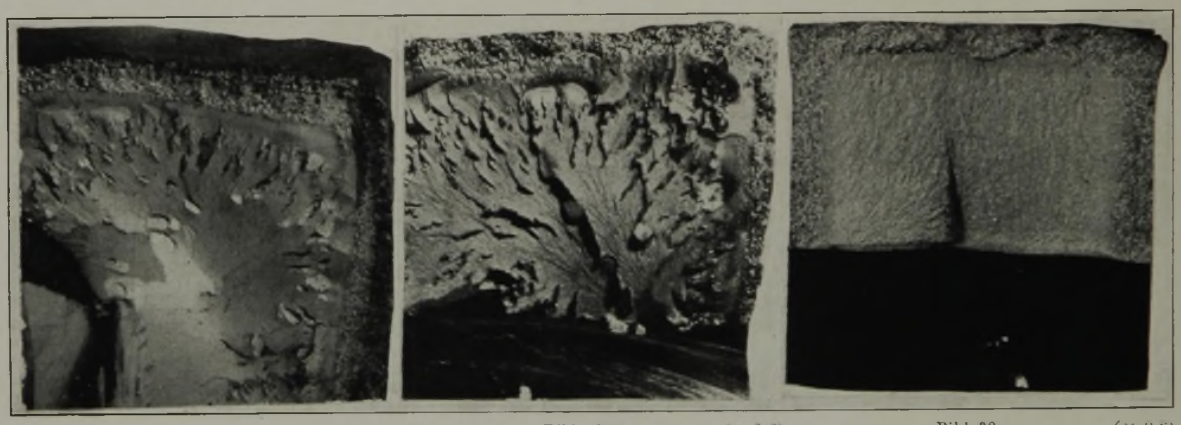


Bild 26. (× 1,6) Nach dem Glühen Abkühlung in: Wasser

Bild 28. (× 1,6) Luft

Bild 30. (× 0,8) Ofen

Bilder 25 bis 30. Leuchtgas mit 1,8 % CO_2, 1,4 % C_nH_m, 0,3 % O_2, 5,1 % CO, 55,7 % H_2, 24,8 % CH_4 und 10,9 % N_2.

Gebeizt

Bild 31. Bild 33. Bild 35.

Bruchgefüge

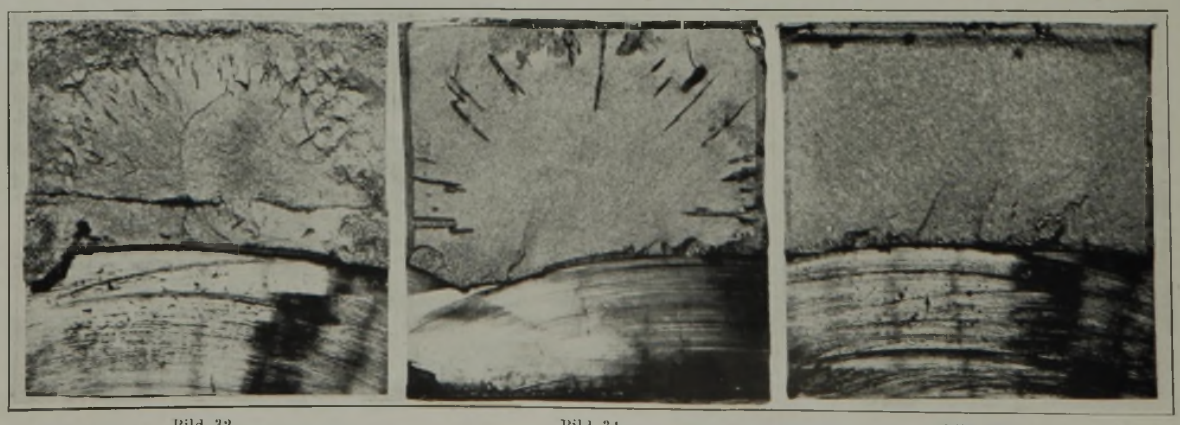


Bild 32. Nach dem Glühen Abkühlung in: Wasser

Bild 34. Luft

Bild 36. Ofen

Bilder 31 bis 36. Abgas mit 2,3 % CO_2, 14,8 % O_2, 5,3 % CO, 0,3 % CH_4, 12,8 % H_2 und 65,3 % N_2. (× 0,8.)

Bilder 25 bis 36. Flockenrißbildung an einem Stahl mit 0,34 % C, 0,28 % Si, 0,53 % Mn, 1,38 % Cr, 4,50 % Ni bei 10stündiger Glühung auf 1100° in Gasen mit verschiedenem Wasserstoffgehalt.

Bruchgefüge

Bild 37. Bild 39. Bild 41.

Gebeizt

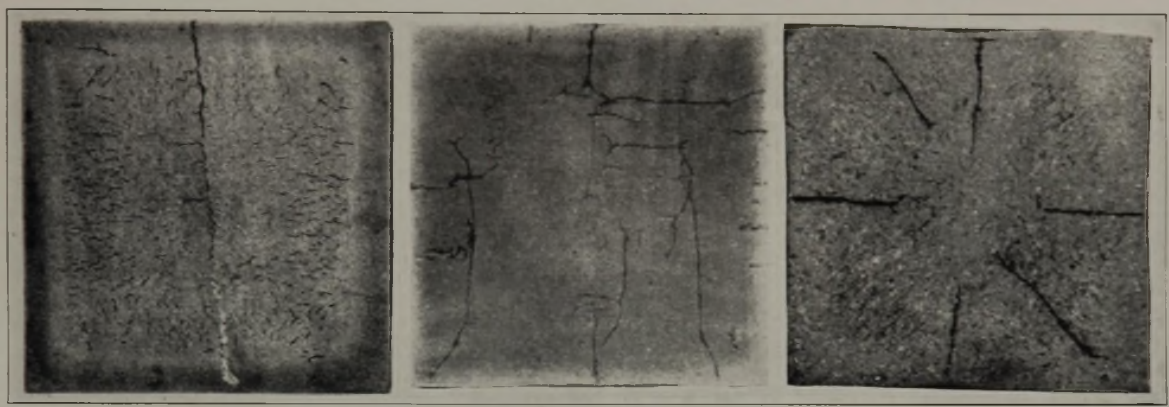


Bild 38. Bild 40. Bild 42.

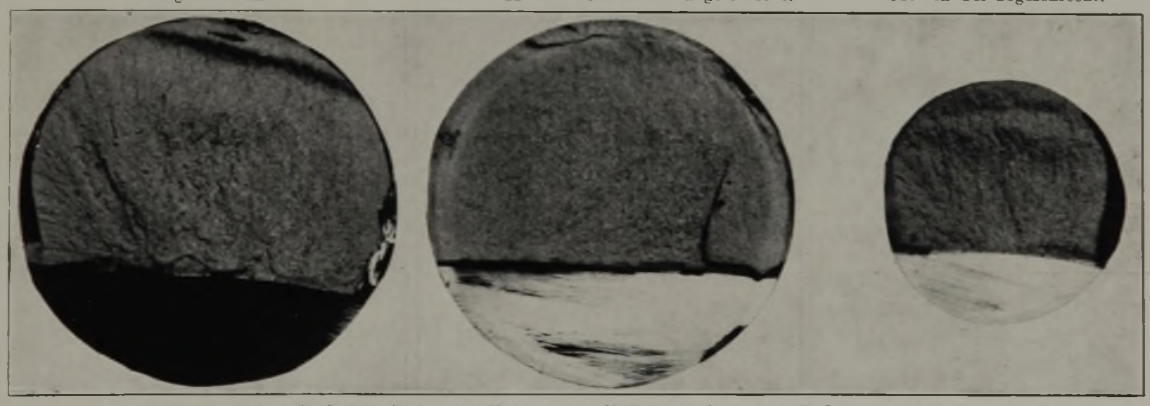
Nach dem Glühen Abkühlung in: Wasser Oel Luft

Bilder 37 bis 42. Flockenrißbildung an einem Stahl mit 0.34 % C, 0,28 % Si, 0.53 % Mn, 1,38 % Cr und 4.50 % Ni bei 10stündiger Glühung auf 1100° in Wasserdampf. (× 0.8.)

Geschmiedeter Stahl von 840° in Oel abgeschreckt.

Bei 1000 bis 1020° in Holzkohle + Bariumkarbonat (60 : 40) aufgekohlt, in Luft abgekühlt und dann von 840° in Oel abgeschreckt.

Bei 1000 bis 1020° in Holzkohle + Bariumkarbonat aufgekohlt, in Luft abgekühlt und nach Abdrehen der Einsatzschicht von 840° in Oel abgeschreckt.



Bilder 45 bis 47. Stahl mit 0,22 % C, 0,27 % Si, 1,06 % Mn, 0,020 % P, 0,013 % S, 1,16 % Cr und 0,24 % Mo. Wasserstoffabgabe von 0 bis 400° 0,0, von 400 bis 1100° 1,0, von 400 bis 1100° 1,0 cm³/100 g.

Bilder 48 bis 50. Stahl mit 0,22 % C, 0,28 % Si, 1,03 % Mn, 0,018 % P, 0,014 % S, 1,05 % Cr und 0,28 % Mo. Wasserstoffabgabe von 0 bis 400° 0,0, von 400 bis 1100° 3,78 cm³/100 g.

Bilder 45 bis 50. Härtebruchaussehen von zwei Chrom-Molybdän-Einsatzstählen mit verschiedenem Wasserstoffgehalt nach Härtung einer unbehandelten Schmiedeprobe und einer aufgekohlten Probe, diese mit und ohne Einsatzschicht. (× 1.)

Bild 51. 60-mm-Vierkantprobe. 555 Brinellhärte.

Bilder 51 bis 53. Nach dem Glühen Luftabkühlung.

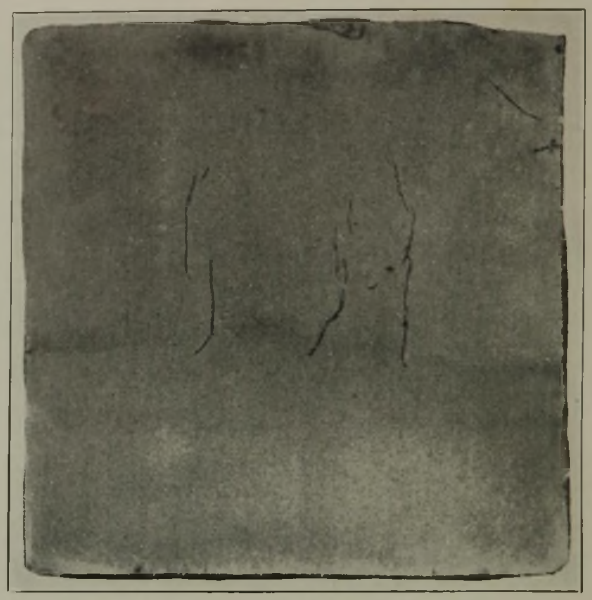


Bild 52. 100-mm-Vierkantprobe. 534 Brinellhärte.

Bild 53. 150-mm-Vierkantprobe. 495 Brinellhärte.

Bild 54. 60-mm-Vierkantprobe. 407 Brinellhärte.

Bilder 54 bis 56. Nach dem Glühen Aschenabkühlung.

Bild 55. 100-mm-Vierkantprobe. 398 Brinellhärte.

Bild 56. 150-mm-Vierkantprobe. 383 Brinellhärte.

Bilder 51 bis 56. Auftreten von Innenrissen in Abhängigkeit von der Stückgröße an einem auf 1100° in gasgefeuertem Wärmofen 10 h geglühten Stahl mit 0,34 % C, 0,28 % Si, 0,53 % Mn, 1,38 % Cr und 4,50 % Ni bei einem Ofengas mit 4 % CO_2, 8,4 % CO, 1,2 % CH_4, 23,3 % H_2, 0,4 % O_2 und 62,7 % N_2. (× 0,7.)

licher als unlegierte Stähle. Eine schwächere Wirkung wurde an umwandlungsfreien Siliziumstählen und aluminiumhaltigen Stählen beobachtet. Wolframzusatz zum Chrom-Nickel-Stahl verstärkt die Rißneigung.

Ebenso wie in Wasserstoff selbst kann auch in wasserstoffhaltigen Gasen, beispielsweise in Verbrennungsabgasen, Leuchtgas, Ammoniak oder sogar Wasserdampf und in den aus Einsatzpulvern entwickelten Gasen, eine Wasserstoffaufnahme erfolgen, die kaum geringer ist als in Wasserstoff. Deshalb kann es bei Vorgängen der praktischen Stahlverarbeitung, beispielsweise bei der Zementation oder auch bei der Erwärmung in gasgefeuerten Oefen, zu einer Wasserstoffaufnahme kommen, die besonders bei kleinen Abmessungen und hohen Glühtemperaturen zur Flockenrißbildung führt. Bei größeren Abmessungen der geglühten Stücke dringt der Wasserstoff verhältnismäßig langsam ein, so daß bei Glühzeiten in den betrieblich üblichen Grenzen keine übermäßige Wasserstoffaufnahme zu befürchten ist. Für Gußblöcke, die stärker porig und deshalb besser gasdurchlässig sind, ist nicht ausgeschlossen, daß diese Verhältnisse etwas ungünstiger liegen, d. h. die Wasserstoffaufnahme größer wird, wodurch sich eine erhöhte Empfindlichkeit nach dem Schmieden ergibt. Eine durch Wasserstoffaufnahme verursachte Flockenrißbildung in Gußblöcken selbst dürfte praktisch ausschalten, da die durch das Freiwerden von Wasserstoff bei der Abkühlung entstehenden Drücke im porigen Gußzustand leichter die Möglichkeit haben, sich auszugleichen.

* * *

An den Vortrag schloß sich folgende Erörterung an, bei der gleichzeitig die Berichte von H. Bennek und G. Klotzbach[5]) sowie von E. Houdremont und H. Schrader[6]) berücksichtigt wurden.

F. Beitter, Düsseldorf: Die vorgetragenen Untersuchungen haben eindeutig den engen Zusammenhang zwischen Wasserstoffabgabe, Gefügeumwandlung und Flockenbildung in den verschiedenen Stählen erwiesen.

Für den Betrieb ist die Ermittlung der Flockenempfindlichkeit verschiedener Stahlsorten erwünscht, um entsprechende Maßnahmen zur Vermeidung der Flockenbildung zu ergreifen. Entsprechend der Häufigkeit des Auftretens von Flokken bei gleicher Arbeitsweise des Betriebes hat sich die Reihenfolge, wie sie die *Zahlentafel 1* erkennen läßt, ergeben. In *Zahlentafel 1* sind in den drei letzten Spalten jeweilig der Ac_3- und Ar_3-Punkt sowie der Unterschied von Ac_3 und Ar_3 aufgeführt. Je größer der Unterschied des Ac_3- und Ar_3-Punktes ist, um so flockenempfindlicher ist der Stahl. Der große Sprung von Chrom-Nickel-Stahl zu Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl von 100 auf 300° entspricht auch den Schwierigkeiten des Betriebes. Austenitische Stähle haben keinen Umwandlungspunkt. Es tritt keine Aenderung des Volumens ein, wie sie sonst bei dem Durchgang durch eine kritische Temperatur erfolgt. Schmiedestücke aus austenitischem Stahl sind verhältnismäßig frei von Spannungen, da der Werkstoff in seiner Phase verbleibt. Das Auftreten von Flocken ist meines Wissens bei austenitischen Stählen in keinem Falle beobachtet worden.

Bei sachgemäßer, langsamer Abkühlung sind alle Erzeugnisse der hier aufgeführten Schmelzen nach der letzten Warmformgebung flockenfrei. Die saure Ofenzustellung liefert bei gleicher Stahlsorte weniger flockenempfindlichen Werkstoff. Wesentlich für das Auftreten von Flocken ist die Art der Blockübergabe an den weiterverarbeitenden Betrieb. Bei Einsatz kalter Blöcke saurer Schmelzverfahren sind bei mehreren tausend Schmelzen — selbst bei Luftabkühlung nach der letzten Warmformgebung — keine Flocken beobachtet worden, während bei Schmelzverfahren mit basischer Zustellung der Oefen dieses meist nicht zutrifft *(Zahlentafel 2)*. Unsere Erfahrungen bestätigen, daß flockenempfindlicher Werkstoff, wenn er einmal bei langsamer Abkühlung flockenfrei erkaltet ist, bei weiterer Warmformgebung keine Flocken mehr bildet, sofern nicht ganz ungewöhnliche Verhältnisse für Wasserstoffeinwanderung geschaffen werden.

Das Schrifttum über Flocken enthält zahlreiche Angaben, welche die Art der Blockübergabe berühren. Im Jahre 1919 berichtet das Rail Committee[8]) in Engineering News-Record, daß bei warmer Blockübergabe an das Walzwerk der Ausschuß durch Flocken das Zehnfache des Ausschusses bei kalt eingesetzten Vorwalzblöcken beträgt. Im letzten Falle kamen auf 5466 t Schienen eine Flocke, bei warmem Blockeinsatz auf 531 t eine Flocke.

P. Bardenheuer, Düsseldorf: Der Vortrag der Herren Houdremont und Schrader hat offenbar einen wertvollen Beitrag zur Frage der schädigenden Wirkung des Wasserstoffs im Stahl gebracht. Wenn man diese Schäden einmal ganz allgemein betrachtet und den Namen, unter dem sie bekannt sind, außer acht läßt, so handelt es sich auch hier um Fehler, die durch Wasserstoff bzw. Wasserstoffverbindungen unter hohem Druck entstehen.

Wie wir vom Beizen her wissen, können schon bei gewöhnlicher Temperatur im Stahl dadurch Schäden entstehen, daß sich an Fehlstellen oder an Schlackeneinschlüssen molekularer Wasserstoff unter hohem Druck ansammelt. Bleche aus kohlenstoffarmem Flußstahl werden an größeren Fehlstellen durch den Wasserstoffdruck aufgebläht, es entstehen Beizblasen[9]). In sehr kleinen Hohlräumen oder an kleinen Einschlüssen kann der Wasserstoffdruck sehr rasch viele

Zahlentafel 1. Zusammenhang zwischen Flockenempfindlichkeit und Umwandlungshysteresis verschiedener Stahlsorten. (Stähle geordnet nach der Flockenempfindlichkeit.)

Flockenneigung	Stahl Nr.	% C	% Si	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo	% V	Ac_3 [1]) °C	Ar_3 [1]) °C	Ac_3—Ar_3 °C
↑ gering	1	0,10 bis 0,20	0,15 bis 0,30	0,70 bis 1,00	—	—	—	—	853	835	18
	2	0,60 bis 0,75	0,15 bis 0,30	0,90 bis 1,20	—	—	—	—	748	719	29
	3	0,40 bis 0,50	0,15 bis 0,30	0,60 bis 0,90	—	0,80 bis 1,10	—	0,15	787	744	43
	4	0,95 bis 1,10	0,15 bis 0,30	0,20 bis 0,50	—	1,20 bis 1,50	—	—	768	711	57
	5	0,40 bis 0,50	0,15 bis 0,30	1,60 bis 1,90	—	—	—	—	765	704	61
	6	0,55 bis 0,60	1,80 bis 2,20	0,60 bis 0,90	—	—	—	—	815	748	67
	7	0,35 bis 0,45	0,15 bis 0,30	0,60 bis 0,90	3,25 bis 3,75	—	—	—	737	637	100
	8	0,30 bis 0,40	0,15 bis 0,30	0,30 bis 0,60	2,75 bis 3,25	0,60 bis 0,95	—	—	748	648	100
groß ↓	9	0,40 bis 0,50	0,15 bis 0,30	0,50 bis 0,80	1,50 bis 2,00	0,60 bis 0,90	0,15 bis 0,25	—	768	468	300

[1]) Die kritischen Temperaturen sind der Aufstellung von Morris, Sergeson und Gable entnommen.

C. A. Zapffe und C. E. Sims[7]) beurteilen die Frage der Flockenbildung wie folgt. Der Wasserstoff ist atomar im Stahl gelöst. Es bedarf zunächst irgendwelcher Werkstofftrennungen, damit der atomare Wasserstoff in diese Hohlräume diffundiert und molekular wird oder sich als Methan abscheidet, wobei das Methan ungleich höhere Drücke entwickelt. Diese Ansicht bedarf weiterer Klärung.

Die Flockenempfindlichkeit wird bekanntlich von dem angewendeten Schmelzverfahren beeinflußt. In *Zahlentafel 2* sind flockenempfindliche Stahlschmelzen verschiedener Zusammensetzung unlegiert und legiert zusammengestellt. Alle Schmelzverfahren können flockige Schmelzen liefern, sowohl Siemens-Martin-, Lichtbogen- als auch Hochfrequenzschmelzen.

[6]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 649/53 (Werkstoffaussch. 546).

[7]) Weld. J. 19 (1940) Nr. 10 (Suppl.: Engng. Found. Weld. Res. Com.) S. 377/95.

[8]) Miller, S. W.: Chem. metall. Engng. 21 (1919) S. 729/33; vgl. Chem. Zbl. 91 (1920) II, S. 671/72.

[9]) Bardenheuer, P., und G. Thanheiser: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 10 (1928) S. 323/42; vgl. Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 1185/92.

Zahlentafel 2. Zusammenstellung über flockenhaltige Stahlschmelzen.

Schmelze Nr.	Schmelzofen	Ofenfutter	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	Sonstiges %	Rohblockquerschnitt mm	Blockübergabe an Weiterverarbeitung	Abkühlung nach Warmformgebung in
1	Lichtbogen		0,68	0,28	0,62	0,007	0,009	0,02	0,14	—	279 ϕ	kalt	Luft
2	Lichtbogen		0,40	0,37	1,27	0,034	0,012	—	—	—	407 achtkant	kalt	Luft
3			0,45	0,80	1,44	0,061	0,022	—	—	—	317 achtkant 330 ϕ	kalt	Luft
4		basisch	0,40	0,35	0,48	0,024	0,036	1,91	—	—	635 vierkant	warm	Sand
5			0,37	0,29	0,61	0,010	0,019	0,62	1,70	—	330 ϕ	kalt	Luft
6			0,29	0,32	0,50	0,012	0,030	0,81	2,85	—	1320 achtkant	warm	Sand
7			0,46	0,34	0,84	0,014	0,016	0,49	1,73	0,50 Mo	1118 achtkant	warm	
8			0,30	0,24	0,36	0,032	0,022	1,15	2,81	—	813 vierkant	warm	
9	Siemens-Martin	sauer	0,27	0,32	0,45	0,007	0,017	0,84	2,61	0,31 Mo	483 achtkant 813 vierkant	kalt warm	
10		basisch	0,36	0,24	0,57	0,019	0,027	0,28	2,09	—	737 achtkant	warm	
11			0,26	0,27	0,39	0,010	0,028	0,90	2,53	—	356 achtkant	kalt	
12		sauer	0,59	0,31	0,58	0,031	0,023	0,71	1,46	0,31 Mo	559 achtkant	warm	Luft
13			0,38	0,21	0,48	0,024	0,024	1,46	3,46	—	635 achtkant	warm	
14			0,13	0,33	0,46	0,009	0,030	0,68	3,73	—	330 ϕ	kalt	
15			0,32	0,27	0,50	0,036	0,029	0,59	3,04	—	965 achtkant	warm	
16		basisch	0,12	0,28	0,50	0,012	0,012	0,71	3,61	0,13 V	356 achtkant	kalt	
17	Lichtbogen		0,11	0,14	0,52	0,012	0,011	0,68	3,54	0,13 V	356 achtkant	kalt	
18			0,30	0,28	0,50	0,014	0,014	1,15	2,91	—	483 vierkant	kalt	
19			0,37	0,32	0,50	0,015	0,012	1,33	3,38	—	635 achtkant		
20	Siemens-Martin	sauer	0,30	0,22	0,39	0,028	0,020	0,84	2,78	0,27 Mo	813 vierkant	warm	Sand
21		basisch	0,26	0,18	0,42	0,011	0,011	1,05	2,85	0,31 Mo	635 achtkant		Ofen
22		sauer	0,30	0,26	0,47	0,012	0,009	1,27	2,97	0,32 Mo	813 vierkant		Asche ohne Holzkohle
23	Lichtbogen	basisch	0,30	0,26	0,49	0,012	0,012	1,48	4,15	—	559 achtkant		Luft
24	Hochfrequenz	sauer	0,44	0,26	0,41	0,024	0,028	1,51	0,17	0,50 Mo	660 achtkant		Luft

[1]) Umgefüllt. [2]) Gut. [3]) Flockenhaltig.

tausend Atmosphären erreichen. Ist der Werkstoff empfindlich, so geht er unter dieser Spannung zu Bruch; z. B. springt ein gehärteter Stahl beim Beizen oft schon nach wenigen Minuten auseinander. Setzt man eine gehärtete Stahlfeder äußeren Spannungen aus, so kann man sie durch Beizen innerhalb weniger Sekunden sprengen[10]).

Die gleichen Werkstoffschäden können auch durch Wasserstoff verursacht werden, der bei hoher Temperatur vom Stahl aufgenommen wird. Hat ein Stahl bei hoher Temperatur Wasserstoff aufgenommen, so muß beim Erkalten entsprechend der mit sinkender Temperatur abnehmenden Löslichkeit der überschüssige Wasserstoff aus dem Kristall heraus. Wie beim Beizen gelangt er dann auf seinem Weg innerhalb des Werkstücks zu kleinen Hohlräumen, etwa zu schadhaften Korngrenzen oder zu nichtmetallischen Einschlüssen. In den Hohlräumen geht er in die molekulare Form über und bleibt unter Druck zurück, oder er setzt sich mit den Einschlüssen, z. B. mit Oxyden, Sulfiden usw., zu den entsprechenden Wasserstoffverbindungen um. Diese Verbindungen können wegen ihres größeren Moleküls noch viel weniger aus dem Werkstoff entweichen als der molekulare Wasserstoff. Infolge des länger anhaltenden Wasserstoffangebotes können sich diese molekularen Gase in den engen Räumen zu ungeheuren Drücken ansammeln und zu mannigfachen Werkstoffschäden führen. Diese Vorstellung von der Wirkung des bei hoher Temperatur vom Stahl aufgenommenen Wasserstoffs habe ich zum erstenmal im Frühjahr 1932 in einem Vortrag im Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung ausführlich behandelt.

Durch die Reaktion des Wasserstoffs mit den Einschlüssen erklärt sich auch die von den Herren Houdremont und Schrader bekanntgegebene Beobachtung, daß beim Glühen von Stahlproben bei hoher Temperatur in Wasserstoff Zerstörungen erst nach vielen Stunden eintreten. Nach einer zehnstündigen Glühung bei 1050° waren bei diesen Versuchen Schäden im Gefüge des Werkstoffs entsprechend den obigen Ausführungen aus dem Grunde noch nicht entstanden, weil die Menge der in dieser Zeit gebildeten Reaktionsgase noch zu klein war, um in der Umgebung der Einschlüsse Drücke zu erzeugen, die zur Zerstörung des Werkstoffs ausgereicht hätten. Erst in 20, 30 und 100 h konnten Reaktionsgase in der nötigen Menge gebildet werden, die zur Entstehung von Rissen führten. Wenn im Vortrage gesagt wird, daß erst nach so langen Zeiten die Sättigung der Probe an Wasserstoff und damit die starke Rißbildung eingetreten ist, so darf darunter nicht die Sättigung des Einkristalles bis zur Löslichkeitsgrenze verstanden werden; denn diese Sättigung einer Stahlprobe von 60 mm ◫ mit Wasserstoff in fester Lösung erfordert bei 1050° nach meinen Erfahrungen nur einen kleinen Bruchteil von 10 h. Um aber bis zu den Fehlstellen bzw. Einschlüssen von außen her den erforderlichen Wasserstoff heranzuschaffen und durch Reaktion mit nichtmetallischen Einschlüssen genügend große Mengen Wasserstoffverbindungen zu bilden, die sich unter Drucksteigerung ansammeln, bis sie den Werkstoff zerstören können, dazu sind, wie die Versuche gezeigt haben, 20 und mehr Stunden erforderlich.

In allen Fällen entstehen Werkstoffschäden also durch örtliche Ansammlungen von molekularem Wasserstoff oder von Wasserstoffverbindungen unter hohem Druck. Dagegen dürfte nach meiner Auffassung der bei der Abkühlung aus dem Kristall ausscheidende atomar gelöste Wasserstoff durch sein Austreten nicht unmittelbar zu einer Werkstofftrennung führen, auch dann nicht, wenn sein Entwicklungsdruck höher als die Festigkeit des Stahles ist; denn durch den Druck eines Gases kann in einer bestimmten örtlich begrenzten Zone in einem Werkstück Rißbildung nur dann erfolgen, wenn unmittelbar an dieser Stelle Druckunterschiede auftreten, die höher als die Festigkeit des Werkstoffs sind. Wenn auch in einem abkühlenden Stahlblock der Entwicklungsdruck des ausscheidenden Wasserstoffs höher als die Festigkeit des Stahles sein mag, so können bei dem von innen nach außen abfallenden Druck die Druckunterschiede innerhalb einer engbegrenzten Zone immer nur sehr gering sein. An keiner Stelle im Werkstoff kann also der im Stahl bei hoher Temperatur gelöste Wasserstoff bei der Abkühlung lediglich auf Grund seines die Festigkeit des Werkstoffs übersteigenden Entwicklungsdruckes derartige Kräfte entfalten, die im Innern Risse hervorrufen.

Welcher Art die durch den Wasserstoff hervorgerufenen Schäden sind — ob nur eine Versprödung des Werkstoffs durch sehr viele kleine Gasansammlungen eintritt oder ob Stofftrennungen erfolgen — und von welcher Form und welchen Abmessungen diese sind, hängt hauptsächlich von der Beschaffenheit des Werkstoffs ab, z. B. von der Art und Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse und vom Zustand und der Ausbildung des Gefüges. Ebenso können Spannungen im Werkstück für das Auftreten von Rissen durch gepreßte Gase, namentlich auch für ihre Lage und Ausdehnung entscheidend sein.

In einem Werkstoff mit Kristallseigerung ist die Wasserstoffdurchlässigkeit der verschieden hochlegierten Gefügebestand-

[10]) Bardenheuer, P., und H. Ploum: Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 19 (1937) S. 299/303; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 122.

teile verschieden, so daß schon dadurch örtliche Ansammlungen von ausgeschiedenen Gasen verursacht werden können. Da ferner, wie ich in einer früheren Arbeit über Flockenbildung[11]) ausgeführt habe, in einem Dendritengefüge zwischen den zuerst ausgeschiedenen Mischkristallen und der dazwischen zuletzt erstarrten höherlegierten Restschmelze erhebliche Gefügespannungen auftreten können, sind diese durch Spannungen vorbelasteten Stellen gegenüber einer gleichzeitigen Beanspruchung durch unter Druck stehende Gase besonders empfindlich. Uebersteigt die Summe aller Spannungen die Festigkeit des Werkstoffs, so tritt an der überbeanspruchten Stelle ein Riß ein. In der erwähnten Arbeit habe ich gezeigt, daß die als Flocken bezeichneten Haarrisse in ihrer Richtung und Ausdehnung im allgemeinen mit den Dendriten zusammenfallen, wobei sich die Risse über mehrere in der gleichen Richtung liegende Dendriten erstrecken können. Ferner können Blockspannungen die Richtung der Flockenrisse maßgeblich beeinflussen.

Auf das Zusammenwirken eingeschlossener Gase unter Druck mit Gefüge- und Blockspannungen bei der Flockenbildung habe ich bereits in einer früheren Aussprache über den gleichen Gegenstand hingewiesen[12]). Wie weit die verschiedenen Faktoren im Einzelfall an dem Aufreißen des Werkstoffs an einer bestimmten Stelle beteiligt sind, muß dahingestellt bleiben. Ich bestreite durchaus nicht, daß die Spannungen, die durch Wasserstoff im Stahl entstehen können, viel höhere Werte annehmen können als üblicherweise Gefügespannungen oder Blockspannungen. Es liegen aber bisher auch keine Gründe zu der Annahme vor, daß die beiden letzten Spannungsarten jede für sich nicht Werte erreichen können, die zur Rißbildung führen. Besonders beim Zusammenwirken von Gefüge- und Blockspannungen ist es durchaus denkbar, daß ohne die zusätzliche Wirkung von Wasserstoff in Stahlblöcken Zerstörungen nach Art der Flocken hervorgerufen werden können. Wenn also der Wasserstoff bei der Flockenbildung auch eine entscheidende Rolle spielen kann, so berechtigen die bisher vorliegenden Versuchsergebnisse nach meiner Ansicht nicht zu der Schlußfolgerung, daß der Wasserstoff die unbedingte Voraussetzung für das Auftreten der Flocken sei.

J. Klärding, Bochum: Bei den von den Herren Bennek und Klotzbach angegebenen Bestimmungsverfahren des Wasserstoffs durch Zusammenschmelzen der Proben mit Zinn können bei höherer Temperatur die in der Schmelze enthaltenen Oxyde, ebenso die Tiegelmasse durch den Wasserstoff reduziert werden. In dem Maße, wie dann Wasserdampf gebildet wird, geht eine entsprechende Wasserstoffmenge für die Bestimmung verloren.

In der Versuchsanstalt des Bochumer Vereins sind mit einem kleinen Versuchsschmelzofen von 500 bis 600 kg Fassungsvermögen planmäßige Versuche gemacht worden mit dem Ziel, Zusammenhänge zwischen Erschmelzungsweise und Flockenanfälligkeit zu ermitteln. Durch Einleiten von Bombenwasserstoff in die Schmelze während der Feinungszeit wurde kaum Wasserstoff aufgenommen, dagegen war die Wasserstoffaufnahme besonders heftig, wenn feuchter Wasserstoff oder Wasserdampf mit der Schmelze in Berührung gebracht wurde. Anscheinend wird demnach der Wasserstoff in statu nascendi besonders heftig von der Schmelze aufgenommen. Die Wasserstoffgehalte, wie sie an Proben aus Blöcken festgestellt wurden, waren sehr unterschiedlich. Die Beobachtungen der Herren Bennek und Klotzbach, daß die Blockprobe keinen vergleichbaren Wasserstoffgehalt ergibt, werden hiermit bestätigt. Da die Flockenanfälligkeit demnach nicht durch die Höhe des Wasserstoffgehaltes ausgedrückt werden konnte, haben wir diese Schwierigkeit durch Einführung eines anderen Bewertungsverfahrens, das im folgenden kurz beschrieben werden soll, behoben.

Die Versuchsblöcke wurden etwa 3- bis 4fach verschmiedet und in drei Teile geteilt. Ein Teil wurde in Sand bis unter 100° erkaltet, ein Teil wurde auf einen Rost gelegt und an der Luft erkaltet, und das letzte Drittel wurde in Wasser abgeschreckt. Aus diesen Stücken wurden Scheiben herausgearbeitet, zäh vergütet und gebrochen. Die in Wasser abgeschreckten Probestücke mußten vor dem Herausarbeiten der Probescheiben weich geglüht werden. An Hand der Bruchfläche der Probestücke kann man die Flockenanfälligkeit des Stahles bewerten, wie die *Bilder 59 bis 61* zeigen. Das vorsichtig in Sand bis unter 100° abgekühlte Schmiedestück hat in allen Fällen keine Flocken, wogegen bereits bei Luftabkühlung Flocken auftreten. Die Flockenanfälligkeit der in den *Bildern 59 bis 61* untersuchten Schmelzen nimmt von 1 bis 3 zu. Die in *Bild 59* untersuchte Schmelze zeigt erst bei der Wasserhärtung eine kleine Anzahl von Flocken, wogegen die in *Bild 60 und 61* untersuchten Schmelzen bereits bei der Luftabkühlung mehr Flocken aufweisen. Aehnlich wie bei der McQuaid-Ehn-Korngrößenuntersuchung kann man in diesem Fall an Hand von Vergleichsproben die Flockenanfälligkeit durch Zahlen ausdrücken, wobei zu berücksichtigen ist, daß die in Wasser abgeschreckten Proben höher zu bewerten sind als die an Luft abgekühlten. Dieses Verfahren hat sich als sehr zweckmäßig für die Beurteilung der Flockenanfälligkeit des Stahles erwiesen.

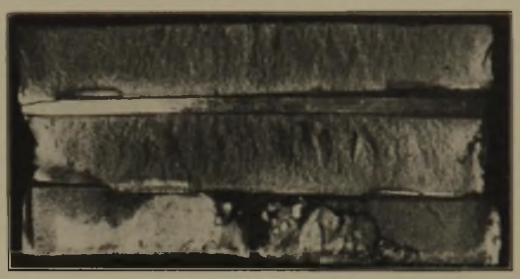


Bild 59.

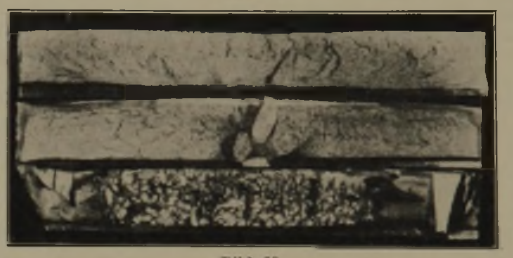


Bild 60.

Bild 61.

a = abgelegt unter Sand;
b = abgelegt auf dem Rost, an Luft abgekühlt;
c = abgeschreckt in Wasser.

Bilder 59 bis 61. Bewertung der Flockenanfälligkeit von Stahl nach dem Bruchgefüge von Probestücken.

F. Nehl, Mülheim: Die Ausführungen der Herren Houdremont und Schrader enthalten die bemerkenswerte Feststellung, daß Flocken auch nach voraufgegangener langsamer Ofenabkühlung beim nachträglichen Vergüten eines Bauteiles auftreten können. Ich halte gerade diese Feststellung für sehr wichtig, weil in den bisherigen Veröffentlichungen stets die Ansicht vertreten wurde, durch langsame Ofenabkühlung werde der Wasserstoff so weit entfernt, daß Flocken auch dann nicht mehr auftreten können, wenn das betreffende Bauteil bei der Vergütung etwa in Oel abgeschreckt wird. Daß diese bisher vertretene Ansicht nicht richtig ist, kann ich auf Grund eigener Erfahrungen bestätigen. Es wurde festgestellt, daß in Oel vergütete Bauteile aus Stahl mit etwa 0,25 % C, 1,5 % Cr und 0,3 % Mo noch Flockenbildung zeigten, obwohl nach dem Gießen und auch nach dem Walzen eine langsame Abkühlung im Ofen stattgefunden hatte. Eine sichere Vermeidung der Flocken bei diesen Bauteilen konnte erst dadurch erreicht werden, daß man bei der Abkühlung im Ofen die Temperatur mehrere Stunden dicht unterhalb Ar_1 hielt. Außerdem wurde, um ein sehr langsames Durchlaufen des kritischen Temperaturbereiches zu erzielen, das betreffende Bauteil bei der Abkühlung nochmals etwa 20 h auf einer Temperatur von etwa 400° gehalten. Nach der vorstehenden Abkühlungsbehandlung wurden, auch nach späterem Abschrecken in Oel, keinerlei Flocken mehr beobachtet.

[11]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 7 (1925) S. 1/15; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1782/83.

[12]) Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 329/30; Erörterungsbeitrag zu Bennek, H., H. Schenck und H. Müller: Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 321/31 (Werkstoffaussch. 297).

M. Schmidt, Düsseldorf: Aus den erstatteten Berichten ist wohl endgültig klargeworden, daß die Ursache der Flockenbildung der Wasserstoff ist. Es ist wie bei einer Krankheit: Der Wasserstoff ist der Erreger, während die Anfälligkeit zum Entstehen der Krankheit noch durch andere Umstände herbeigeführt wird. In einem Punkte steht aber noch eine vollkommene Klarheit aus. Woher kommt es, daß z. B. unlegierte Stähle eine sehr geringe Flockenanfälligkeit aufweisen, während legierte Stähle wie Chrom-Nickel-, Chrom-Mangan-, Chrom-Molybdän- und Chrom-Nickel-Molybdän-Stähle gegen Flocken sehr anfällig sind? Die Erklärung, daß der Unterschied zwischen dem Ac- und dem Ar-Punkt, also die Hysteresis, bei Luftabkühlung für die Anfälligkeit der Flocken im Stahl maßgebend ist, trifft nicht allgemein zu. Betrachtet man ganz hoch legierte Stähle, z. B. Schnellarbeitsstähle und Stähle mit hohem Chromgehalt oder selbst Stähle mit etwa 0,3 % C, 3 % Cr und 5 bis 9 % W, so zeigen sie niemals Flocken, soweit wenigstens meine Erfahrungen reichen. Bei diesen Stählen aber ist der Unterschied zwischen dem Ac- und Ar-Punkt nicht kleiner als bei den Stählen, die besonders zu Flocken neigen.

Es muß noch irgendein Grund für die Flockenanfälligkeit bestimmter Stahlarten maßgebend sein. In den Vorträgen wurde gezeigt, daß Unterschiede in der Wasserstoffaufnahmefähigkeit und Wasserstoffdurchlässigkeit bei verschieden legierten Stählen nur in unbedeutendem Maße vorhanden sind. Es kann daher auch nicht nur in der verschiedenen chemischen Zusammensetzung der Unterschied in der Flockenanfälligkeit gesucht werden. Ohne es beweisen zu können, glaube ich, daß folgende Vorstellung eine Deutung für die Anfälligkeit zu Flocken geben könnte: Seigerungen begünstigen die Ausbildung von Flocken. Betrachtet man die Gruppe besonders flockenanfälliger Stähle nach ihrer chemischen Zusammensetzung, so kann vermutet werden, daß geringe Abweichungen von ihrer durchschnittlichen Zusammensetzung zu Veränderungen des Umwandlungsverlaufes führen können. Solche Abweichungen liegen praktisch in Form von Kristallseigerungen und Entmischungen stets vor.

Kühlt ein Stahl in Luft ab, so beginnt seine Umwandlung in der Perlitstufe und setzt sich dann mit verschiedener Intensität bis zum Martensitpunkt fort, wenn die Umwandlung bis dorthin noch nicht vollkommen abgelaufen ist. In dem Intervall ist das Umwandlungsbestreben verschieden stark und ruht in einem bestimmten Temperaturgebiet bei manchen Stählen vollkommen. Geringe örtliche Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung können daher auch örtlich begrenzt zu einem verschiedenartigen Ablauf des Umwandlungsgeschehens führen. Dort, wo infolge einer verschleppten Umwandlung durch die dafür günstige chemische Zusammensetzung (Seigerungsstellen) Restaustenit länger erhalten bleiben kann, wird auch eine höhere Wasserstoffkonzentration vorhanden sein. Durch die Abnahme der Wasserstoffdurchlässigkeit mit sinkender Temperatur werden diese Stellen auch nach erfolgter Umwandlung an Wasserstoff reicher bleiben. Ist die chemische Zusammensetzung des Stahles jedoch so, daß Abweichungen von seiner mittleren Zusammensetzung keine wesentlichen Veränderungen im Umwandlungsablauf verursachen, welcher Fall bei hochlegierten Stählen vorliegt, so entfällt die Ursache zu der früher geschilderten Bildung von Wasserstoffanreicherungen. Ein solcher Gedankengang könnte eine Erklärung für die Flockenanfälligkeit von Stählen einer bestimmten Zusammensetzung sein. Da Flocken meistens doch nur in einer — auf den gesamten Querschnitt bezogen — geringen Anzahl auftreten, genügt es anzunehmen, daß einzelne, besonders günstig liegende, an Wasserstoff angereicherte Stellen Ausgangspunkte für das Entstehen von Flocken bilden. Unter der Voraussetzung einer überhaupt genügenden Menge von anwesendem Wasserstoff und der im übrigen bekannten Bedingungen, die zur Bildung von Flocken führen, können daher Unterschiede im Ablauf der Umwandlung verschiedener Gefügeteile mittelbar das Entstehen von Flocken begünstigen.

Für diese Vermutung steht ein Beweis noch aus. Es ist jedoch auffallend, daß gerade Stähle mit hohem Umwandlungsbestreben wie unlegierte Stähle, bei denen eine Verschleppung der Umwandlung nicht stattfinden kann, und auf der anderen Seite Stähle mit einem sehr geringen Umwandlungsbestreben, wie sie hochlegierte Lufthärter darstellen, nicht zur Flockenbildung neigen. Dazwischen scheinen jene Stähle zu liegen, die wir als besonders flockenanfällig kennen, für deren Verhalten eine sichere Erklärung noch aussteht.

K. Kreitz, Düsseldorf: Ich halte es nicht für sehr wahrscheinlich, daß die Flocken in dem von Herrn Nehl erwähnten Bauteil erst beim Vergüten entstanden sind. Derartige „Vergütungsflocken", wie man sie nennen könnte, sind äußerst selten. Man kann sie mit Sicherheit nur dann nachweisen, wenn das Schmiedestück vor der Vergütung eine tiefgreifende Vorbearbeitung erfahren hat und wenn festgestellt wird, daß die flockenhaltigen Zonen der Form des vorgearbeiteten Schmiedestückes entsprechen. Diese Bedingung wird nur in Ausnahmefällen erfüllt. Mir ist nur ein Fall bekannt, ein Ein-Stück-Turbinenläufer Brünner Bauart, an dem aus der Anordnung der Flocken mit Sicherheit nachgewiesen werden konnte, daß sie erst nach dem Vorbearbeiten, also beim Vergüten, und nicht schon beim Abkühlen nach dem Schmieden entstanden waren. Dagegen hat in zahlreichen anderen näher untersuchten Fällen die Anordnung der Flocken klar erkennen lassen, daß die Risse schon im rohgeschmiedeten Stück vorhanden gewesen sind, also bei der Abkühlung nach dem Schmieden entstanden sein müssen. Diese Erklärung hat deshalb auch in zweifelhaften Fällen immer die größte Wahrscheinlichkeit für sich.

Zur Frage des Einflusses der Abkühlungsgeschwindigkeit nach der Warmformgebung auf die Flockenbildung sei folgendes bemerkt. Herr Schrader hat in Uebereinstimmung mit der Erfahrung zahlreiche Beispiele gebracht, in denen die Zahl der Flockenrisse mit der Abkühlungsgeschwindigkeit zugenommen hat. Es scheint aber, daß sich unter bestimmten Umständen, vor allem bei größeren Stückabmessungen, auch ein anderes Bild ergeben kann. Das haben beispielsweise Versuche mit Silizium-Mangan-Stahl gezeigt, bei denen es sich darum handelte, die Flockenanfälligkeit dieser Stahlsorte nachzuprüfen. Zu diesem Zweck wurden in der bekannten Weise Probeabschnitte mit dem ziemlich großen Querschnitt 600 × 170 mm² nach dem Schmieden in verschiedener Weise abgekühlt. Während nun die langsam abgekühlten Probestücke, wie zu erwarten, flockenfrei, die an Luft abgekühlten aber stark mit Flocken durchsetzt waren, traten in einem in Wasser, also sehr rasch, abgekühlten Probeabschnitt nur ganz vereinzelt kleine Flockenanrisse auf. Durch die sehr rasche Abkühlung ist also in diesem Fall die Ausbildung der Risse weitgehend unterdrückt worden.

W. Hessenbruch, Hanau: Es scheint mir von besonderem Wert zu sein, daß durch die vorgetragenen Untersuchungen versuchsmäßig nachgewiesen ist, daß die Durchlässigkeit für Wasserstoff und die Umwandlung des Stahles parallel gehen. An sich war aus früheren Arbeiten über die Löslichkeit von Wasserstoff in Metallen bekannt, daß an den Umwandlungspunkten ein mehr oder weniger erheblicher Sprung der Löslichkeit eintritt, und es ist klar, daß damit auch ein Sprung in der Durchlässigkeit verbunden ist. Dies aber bei unterdrückter Umwandlung versuchsmäßig nachzuweisen bei Temperaturen, bei denen die Diffusionsgeschwindigkeit schon recht klein geworden ist, ist meines Erachtens bisher noch nicht gelungen, und darin ist eine erhebliche Stütze der neuen Anschauung über das Entstehen der Flocken zu sehen.

Nun ist in den Vorträgen mitgeteilt worden, daß der Austenit eine größere Löslichkeit für Wasserstoff hat als der Ferrit. Anderseits nimmt jedoch die Löslichkeit für Wasserstoff im Austenit viel schneller ab als im Ferrit. Daraus müßte naturgemäß zu folgern sein, daß austenitische Stähle, die noch dazu von hoher Temperatur schnell abgekühlt sind, besonders stark mit Wasserstoff beladen sind und dementsprechend bei der Untersuchung einen wesentlich höheren Wasserstoffgehalt aufweisen müßten, als dies bei ferritischen Stählen der Fall ist. Ich möchte fragen, ob dies in allen Fällen versuchsmäßig belegt werden konnte. Bemerkenswert wird natürlich die Verfolgung der Frage sein, ob bei harten austenitischen Stählen durch den höheren Wasserstoffgehalt ebenfalls Spannungen und damit Flocken auftreten. Wenn ich mir auch klar bin, daß die Bestimmungen des Wasserstoffgehaltes bei manganreichen Stählen schwierig ist, so wäre es doch von Bedeutung, festzustellen, ob bei den austenitischen, harten und verschleißfesten Manganstählen Flockenrisse auftreten.

Für die Beurteilung der Frage der Löslichkeit und vor allem der Frage des Unterschiedes zwischen dem bis 400° entwickelten und dem oberhalb 400° abgegebenen Gas wäre es bemerkenswert, zu wissen, ob die Herren Vortragenden Wasserstoff und Kohlenwasserstoff getrennt bestimmt haben. Es ist immer nur die Rede von Wasserstoff gewesen. Ich wäre gerne darüber unterrichtet, welchen Anteil die Kohlenwasserstoffe an der gesamten Wasserstoffmenge gehabt haben. Wohl ist anzunehmen, daß unterhalb 400° Methan kaum nachgewiesen werden konnte und daß bei den Gasmengen, die oberhalb 400° entstehen, Methan einen gewissen Teil der Gasmenge gebildet hat.

Zu der Frage der wasserhaltigen Einschlüsse möchte ich folgendes bemerken. Es scheint mir doch etwas gewagt, so

große Wasserstoffmengen, wie sie hier nachgewiesen worden sind, auf die Kristallwassergehalte der Schlacke zurückzuführen. Nun kann man doch da auch experimentell etwas tun, wenn man den Wasserstoffgehalt der Schlacke, die unmittelbar mit dem Stahl in Berührung gewesen ist, direkt bestimmt. Es gibt Arbeiten, die beispielsweise an Gläsern, die große Aehnlichkeit mit Schlacken haben, gemacht worden sind; da läßt sich nachweisen, daß der Gehalt an Wasserstoff erheblich niedriger ist als der, der zur Erzielung des großen Wasserstoffgehaltes der Probe eigentlich hier notwendig wäre.

Dann wurde gezeigt, daß ein rein ferritischer Stahl mit 4 % Si durch lange Glühung im Wasserstoff auch Risse erhalten kann, wenn die Proben abgeschreckt werden. Dazu wäre die Kenntnis der Korngröße wichtig, denn wenn ein Stahl mit 4 % Si 160 h lang in Wasserstoff geglüht wird, so ist denkbar, daß Risse durch das Grobkörnigwerden des Werkstoffes auftreten. Es handelt sich dann nicht mehr um Flocken, sondern um Risse, die durch die schnelle Abschreckung im grobkörnigen Werkstoff entstanden sind.

Dann eine Frage zu dem grundlegenden Unterschied zwischen dem schmelzflüssigen und festen Zustand in der Wasserstoffaufnahme. Bekannt ist, daß es im schmelzflüssigen Zustande nicht leicht ist, Wasserstoff in elementarer Form in den Stahl hineinzubringen, daß aber feuchter Wasserdampf mehr Wasserstoff hineinbringt, als wenn man gasförmigen Wasserstoff durchleitet. Damit gewinnt die Feuchtigkeit der Ofengase eine besondere Bedeutung. Ist eigentlich eine Beobachtung gemacht worden, ob der Feuchtigkeitsgehalt des Schrottes eine Rolle spielt, also ob beispielsweise in Wintermonaten die Anfälligkeit gegen Flocken größer ist als in den Sommermonaten?

H. Ploum, Düsseldorf: Bereits vor mehreren Jahren im Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung durchgeführte Untersuchungen über die Wasserstoffaufnahme des Stahles bei Raumtemperatur hatten Ergebnisse, die durch die Beobachtungen der Herren Bennek und Klotzbach bestätigt werden. Die Wasserstoffbeladung der Proben hatten wir seinerzeit durch Lösen oder durch Elektrolyse in Schwefelsäure herbeigeführt. Vom Standpunkte der damaligen Untersuchung war uns hauptsächlich der bei einer Extraktionstemperatur bis 400° aus der Probe entweichende Wasserstoff bemerkenswert. Wurde aber im Anschluß an eine Extraktion bei 400° die Temperatur gesteigert — wir gingen damals auf 800° —, so zeigte sich, daß in dem Bereich bis 600° kein Wasserstoff abgegeben wurde, sondern erst wieder oberhalb dieser Temperatur.

Diese Beobachtung führte zu der Annahme, daß neben dem gelösten Wasserstoff, der bereits bei Raumtemperatur abwandern kann, und den wir durch Extraktion bei 400° bestimmten, auch noch ein Teil in gebundener Form vorliegt. Es konnte dies folgendermaßen nachgewiesen werden. Wurde eine Probe wiederholt mit Wasserstoff beladen und anschließend jeweils bei 400 und 800° extrahiert, so zeigte sich, daß der neben dem bei 400° austretenden Wasserstoff bei hoher Temperatur noch abgegebene Anteil von Extraktion zu Extraktion kleiner und schließlich gleich Null wurde, was damit zu erklären ist, daß die den Wasserstoff im Stahl zurückhaltenden Liganden durch das vielfach wiederholte Spiel Beladung und Extraktion bei hoher Temperatur schrittweise aus dem Stahl entfernt wurden. Entsprechend ergab die Doppelextraktion einer Probe, die vor der Wasserstoffbeladung ausreichend im Wasserstoffstrom geglüht worden war, daß diese nur noch diffusionsfähigen Wasserstoff enthielt, der bei 400° vollständig entwich; die anschließende Extraktion bei hoher Temperatur ergab keinen Wasserstoff mehr. Durch die vorausgegangene Wasserstoffglühung waren die für die Zurückhaltung von Wasserstoff durch Bindung verantwortlichen Begleiter des Stahles entfernt worden. Wurde die Doppelextraktion an beladenen gleichen Proben aus ein und demselben Werkstoff vorgenommen, so konnte man beobachten, daß die bei hoher Temperatur abgegebenen Wasserstoffmengen stark schwankten und niemals in irgendeinem Verhältnis zu den bei 400° erhaltenen standen.

Wenn ein Teil des Wasserstoffs im Stahl gebunden vorliegt, z. B. als Wasser, das von einem oxydischen Einschluß stammen mag, so dürfte das Schwanken der Wasserstoffwerte bei der Wasserstoffbestimmung durchaus verständlich sein, da man annehmen kann, daß derartige oxydische Einschlüsse örtlich angereichert vorliegen.

J. Heyes, Düsseldorf: Die Herren Houdremont und Schrader wiesen darauf hin, daß die Wasserstoffaufnahme von Stahlproben bedeutend größer sei, wenn der beim Glühen benutzte Wasserstoff feucht ist. Das läßt sich wahrscheinlich so erklären, daß für die Spaltung eines Wasserstoffmoleküls eine wesentlich größere Energie erforderlich ist als zur Abtrennung eines Wasserstoffatoms aus dem Verbande des Wassermoleküls. Das ist durch spektroskopische Messungen bekannt.

Vielleicht ist bei dieser Gelegenheit eine Feststellung bemerkenswert, die ich bei Gelegenheit von früheren Untersuchungen über die spektralanalytische Bestimmung von Wasserstoff in verschiedenen Gasen machte. So war ein Wasserstoffnachweis in Stickstoff auf Grund des Auftretens der H_α-Linie, die dem Spektrum des Wasserstoffatoms angehört, nur bei höheren Gehalten an Wasserstoff möglich. Waren aber geringste Feuchtigkeitsspuren, die durch einfaches Ueberleiten des Stickstoffs über Phosphorpentoxyd nicht zu beseitigen waren, vorhanden, so trat die H_α-Linie sofort auf. Vielleicht erklärt dies das leichtere Eindringen des Wasserstoffs in den Stahl, wenn dieser feucht ist.

H. Schmitz, Düsseldorf: Den Zusammenhang zwischen Feuchtigkeitsgehalt der Luft und der Flockenbildung, nach dem Herr Hessenbruch fragte, haben N. M. Tschuiko und A. I. Lwowa[13]) schon im Schrifttum behandelt. Bei der laufenden Prüfung an Kugellagerstahl und Chrom-Nickel-Baustahl glauben sie gefunden zu haben, daß in Zeiten erhöhter Niederschlagsmengen oder erhöhter Luftfeuchtigkeit auch der Anteil flockenanfälliger Schmelzen meist größer ist.

Aus einer Arbeit von F. B. Foley[14]) sei erwähnt, daß hier zwei Arten von Flocken unterschieden werden:

1. Die eigentlichen Flocken sind silberglänzend, rund oder oval und im Bruch nicht grobkörniger als der umgebende Teil des Stahlstücks. Die Zugfestigkeit und Streckgrenze flockenhaltiger Proben ist nicht viel kleiner als die an flockenfreien Proben aus derselben Stahlart, wohl dagegen Bruchdehnung und Einschnürung. Foley zieht aus seinen Untersuchungen den Schluß, daß Flocken zunächst nur Stellen geringerer Verformungsfähigkeit sind und erst eine Werkstofftrennung werden, wenn die Belastung die Streckgrenze übersteigt.

2. Von den eigentlichen Flocken unterscheidet Foley Abkühlungsrisse, die wie Flocken aussehen können. Sie sollen aber fast nur in grobkörnigem Stahl auftreten. Da sie wirkliche Werkstofftrennungen sind, wirken sie sich im Zugversuch bedeutend stärker aus. Foley vertritt auch die Meinung, daß Wasserstoff sowohl die eigentlichen Flocken als auch die Abkühlungsrisse herbeiführen kann, wenn auch noch nicht schlüssig bewiesen sei, daß Wasserstoff das einzige Element sei, das den Stahl gegen diese beiden Fehler empfindlich mache.

Als Maßnahmen zur Vermeidung von Flocken führt Foley übrigens an,

1. die Blockwärme- und Schmiedetemperaturen unter 1150° zu halten,
2. bei tiefen Temperaturen fertig zu schmieden und
3. auf feines Korn hinzuarbeiten.

Schließlich sei noch eine Arbeit von C. A. Zapffe und C. E. Sims[15]) erwähnt, die das silbrige Aussehen der Flocken, gleichgültig wie der Stahl zusammengesetzt sei, für eine ausgesprochene Auswirkung des Wasserstoffs halten.

E. Houdremont, Essen: Ich begrüße es, daß Herr Bardenheuer so klar herausstellt, daß er sich nicht unserer Ansicht anschließen kann, Wasserstoff als die unbedingte Voraussetzung für das Auftreten der Flocken anzusehen. Nachdem alle unsere Versuche gerade den Wasserstoff als den Urheber der Flockenbildung erscheinen lassen und mir irgendwelche gegenteiligen Versuche, die unseren eigenen Ergebnissen widersprechen, nicht bekannt sind, erscheint mir die Stellungnahme bis zum Vorliegen weiterer Versuchsergebnisse mehr eine Frage des Glaubens als eine Frage der Ueberzeugung durch Versuche zu sein.

Die weiteren Punkte in dem Erörterungsbeitrag von Herrn Bardenheuer sind mir nicht ohne weiteres klar geworden. Wir haben uns in unseren Arbeiten damit begnügt, die Zusammenhänge zwischen Wasserstoff und Flockenbildung zu belegen, ohne über die von H. Schenck entwickelten Grundlagen hinaus etwas Weiteres zum Mechanismus der Flockenbildung selbst zu sagen. Die Annahme, daß die Kristallseigerung und der damit verbundene örtlich verschiedene Wasserstoffgehalt die Sprengwirkung erleichtert, ist damals schon von uns aus besprochen worden. Hierin könnte auch, wie Herr Schmidt ausführte, eine gewisse Erklärung für die unterschiedliche Flockenanfälligkeit verschieden hoch legierter Schmelzen gegeben sein. Es war aber nicht die Absicht der vorliegenden Arbeiten, zu dem

[13]) Teori. prakt. met. 10 (1938) Nr. 3, S. 30/38; vgl. Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1297.

[14]) Metals & Alloys 12 (1940) S. 442/45.

[15]) Metals & Alloys 11 (1940) S. 145/51 u. 177/84; 12 (1940) S. 44/51 u. 145/48.

Mechanismus weiter Stellung zu nehmen. Daß in einem Einkristall die Sättigung mit Wasserstoff verhältnismäßig schnell erfolgt, besonders wenn es sich um einen möglichst fehlerfreien Einkristall handelt, ist uns bekannt. Wir müssen aber die Tatsache feststellen, daß es zur Beladung von vielkristallinen Stücken von 60 mm Dmr. bis zum Kern hin längerer Zeiten bedarf, wie dies auch die Wasserstoffanalysen in *Zahlentafel 3* noch anschaulich belegen für denjenigen, der durch die in der Arbeit gezeigten Auswirkungen nicht befriedigt ist. Welcher Art die Diffusions-

Zahlentafel 3. Einfluß des Stückquerschnittes auf die Wasserstoffaufnahme bei verschiedenen Glühzeiten.

Wärmebehandlung	Probenform und -lage	Wasserstoffgehalt in cm³/100 g Stahl bei			
		400°	1150°	1100° Belag	gesamt
1 h bei 1100° geglüht, in Wasser abgeschreckt (gibt keine Flockenrisse)	9,5 mm Dmr.				
	Probe 1	0,64	5,32	2,00	7,96
	Probe 2	0,84	5,51	2,60	8,95
	60 mm ⌀				
	Rand	0	2,13	3,04	5,17
	Kern	0	2,43	1,99	4,42
10 h bei 1100° geglüht, in Wasser abgeschreckt (gibt bei Wasser- und Luftabkühlung Flockenrisse)	9,5 mm Dmr.				
	Probe 1	1,85	4,60	1,85	8,30
	60 mm ⌀				
	Rand	0	3,84	2,33	6,17
	Kern	0	3,61	1,94	5,55
100 h bei 1100° geglüht, in Wasser abgeschreckt (gibt bei Ofenabkühlung Flockenrisse)	9,5 mm Dmr.				
	Probe 1	1,86	4,38	2,31	8,55
	Probe 2	1,90	4,45	2,70	9,05
	60 mm ⌀				
	Rand	0	4,67	3,33	8,00
	Kern	0	4,44	3,75	8,19

hemmungen sein können, möchten wir ebenfalls nicht erörtern, sondern uns mit der Feststellung der Tatsache begnügen. Inwieweit ein Reaktionsmechanismus notwendigerweise angenommen werden muß mit Einschlüssen u. dgl. (siehe auch hierüber den Bericht der Herren Bennek und Klotzbach über den von 400 bis 1100° entweichenden Wasserstoff), möchten wir offenlassen. Es bleibt mir unklar, ob Herr Bardenheuer glaubt, daß erst durch das Eintreten dieser Reaktion und der nach ihm anzunehmenden Reaktionsgase nachher Flocken entstehen, ob diese bei hohen Temperaturen entstehenden Gase als solche erhalten bleiben oder sich wieder zersetzen, und wie alle diese Vorgänge nun ihrerseits wieder erst bestimmend für die Flockenbildung sein sollen, die nachweislich erst bei der Abkühlung bei rd. 200° eintritt. Es erscheint mir daher nicht möglich, im Rahmen des Vorliegenden hierüber mich näher zu äußern.

H. Bennek und H. Schrader, Essen: Herr Hessenbruch schnitt die Frage des Wasserstoffs in austenitischen Stählen an. Aus früheren Untersuchungen war uns bekannt, daß der Chrom-Nickel-Austenit zu hohem Wasserstoffgehalt neigt; die Arbeit Bennek-Klotzbach[5]) hat dieses auch bestätigt. Austenitische Chrom-Nickel-Stähle, denen im Schmelzfluß Wasserstoff zugesetzt war, wiesen auch nach dem Verschmieden vielfach starke Rißbildungen auf; es ließ sich aber nicht mit Sicherheit entscheiden, ob hier Flocken oder verschmiedete Gasblasen vorlagen. Wir haben derartige Stähle auch bei hohen Temperaturen und hohen Drücken in Wasserstoff geglüht. Hierbei ist es jedoch in keinem Falle gelungen, Flockenrisse zu erzeugen. Unseres Erachtens liegt das unter anderem wohl auch daran, daß diese Stahlsorten außerordentlich zähe und infolgedessen in der Lage sind, auch große Spannungen abzubauen. Der Manganhartstahl ist in dieser Weise noch nicht von uns untersucht worden.

Zu der Bemerkung über den Einfluß der Korngröße auf die Rißbildung bei den siliziumhaltigen Stählen ist zu beachten, daß außer der langen Glühdauer von 160 h auch eine kürzere von nur 20 h angewendet wurde, die aber bei diesen ferritischen Stählen ausreichte, um ebenfalls eine erhebliche Kornvergröberung hervorzurufen. Trotzdem riß der Stahl dabei nicht, sondern erst dann, wenn durch längeres Glühen eine genügende Wasserstoffaufladung erfolgt war. Dann haben wir diese Versuche auch zum Vergleich mit einer Stickstoffglühung durchgeführt. Wir konnten in diesem Falle den Stahl bis zu mehreren 100 h glühen, ohne daß er Risse aufwies. Das beweist also, daß die durch Wasserstoffglühung im Stahl mit 4 % Si erzeugten Risse tatsächlich echte Flockenrisse sind und nicht etwa durch grobes Korn bedingte Spannungsrisse.

Bezüglich der Methanbestimmung ist zu sagen, daß sich bei unseren Voruntersuchungen der Methangehalt in der Größenordnung von 1 % der Gesamtgasmenge bewegte. Infolgedessen haben wir dann bei den Analysen auf Methanbestimmung verzichtet, weil diese eine besondere Vorrichtung bedingt hätte.

Wegen des Wasserstoffgehaltes der Schlacken verweisen wir auf die Arbeit von P. Herasymenko und P. Dombrowski[16]), in der festgestellt wurde, daß technische Ofenschlacken immerhin einen nennenswerten Wasserstoffgehalt haben. Es wird aber sicherlich notwendig sein, diesem Punkt noch besondere Aufmerksamkeit zu widmen, zumal da die beste Art der Wasserstoffbestimmung in Schlacken wohl noch nicht endgültig festliegt.

Zu den Ausführungen von Herrn Kreitz verweisen wir auf ein Beispiel, das wir früher gebracht haben[17]). Wie dort gezeigt, kann man tatsächlich durch schroffe Abschreckung unter Umständen die Flockenneigung eines Stahles verringern. Läßt man einen so abgeschreckten Stahl dann schnell an, beispielsweise durch Eintauchen in ein Salzbad, so entstehen zahlreiche Flocken. Beim vorsichtigen Anlassen kann der Wasserstoff dagegen entweichen, und es kommt nicht zur Flockenbildung.

[16]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 109/15.

[17]) Bennek, H., H. Schenck und H. Müller: Stahl u. Eisen 55 (1935) S. 321/31 (Werkstoffaussch. 297).

Umschau.

Kohlenstoffzustellung für Hochöfen.

Ueber die Entwicklung und den heutigen Stand der Hochofenzustellung mit Kohlenstoffsteinen und -massen unter besonderer Berücksichtigung der in Europa, vor allem aber in Deutschland erzielten Erfolge berichtet F. J. Vosburgh[1]). Aus der geschichtlichen Entwicklung ist erwähnenswert, daß nach einem Bericht von A. Pourcel[2]) zuerst W. Henderson in den 1860er Jahren Koksgrieß mit Teer gemischt, zu Blöcken geformt und dann gebrannt zur Zustellung von Flammöfen verwendet hat. Etwa um 1875 sind nach dem gleichen Bericht Graphitziegel von französischen Hochofenwerken zum Ausmauern von Gestell und Bodenstein verwendet worden. F. Burgers[3]) hat zuerst in Deutschland erfolgreiche Versuche durchgeführt. Aus einem im Jahre 1912 von C. Geiger[4]) veröffentlichten Bericht und der anschließenden Aussprache ist der seinerzeitige Stand der Verwendung von Kohlenstoff beim Bau von Hochöfen zu ersehen. Die damals ins Feld geführten Mißerfolge sind an erster Stelle auf die mangelnde Sachkenntnis der Hersteller der Kohlenstoffsteine zurückzuführen, die ihre Erfahrungen mit Schamottesteinen übertragen wollten. Auch hatte man im rheinisch-westfälischen Industriegebiet größere Erfolge als im südwestdeutschen. Teils hatte man die übliche Ziegelform benutzt, teils große Blocksteine. An verschiedenen Stellen hatte man auch bei Kohlenstoffmauerwerk die Wasserberieselung beibehalten. Erst der neuzeitliche geschlossene Gestellpanzer ließ eine einfache, aber doch wirksame Rieselkühlung zu. Auf der anderen Seite bot aber die Ausmauerung mit Kohlenstoffsteinen doch so zahlreiche Vorteile, daß nach Vosburghs Ansicht heute 75 % aller deutschen Hochöfen mit Kohlenstoffzustellung in Gestell und Bodenstein versehen sind.

Für die Zustellung von Gestell und Bodenstein mit Kohlenstoffsteinen haben sich Ausführungen mit kleinen Steinen von Ziegelform und mit großen Steinblöcken entwickelt. Die Ziegelform wurde jedoch sehr rasch von den Blöcken, die sich in vieler Hinsicht als vorteilhafter erwiesen, verdrängt. Bei der Zustellung mit Kohlenstoffblöcken unterscheidet man für den Bodenstein den Aufbau in Form von Kegelstümpfen, wobei die einzelnen Steine um den Mittelblock herum als Ringabschnitte angeordnet werden, und den Aufbau aus rechtwinkligen Blöcken mit geraden Fugen. Die Herstellung der Kohlenstoffausmauerung geschieht in bekannter Weise.

Ueber das Ausstampfen von Bodenstein, Gestell und Rast des Hochofens mit Kohlenstoffmasse hat F. Weinges[1])

[1]) Iron Steel Engr. 17 (1940) Nr. 4, S. 68/72.

[2]) Stahl u. Eisen 5 (1885) S. 475/89.

[3]) Stahl u. Eisen 10 (1890) S. 112/13.

[4]) Stahl u. Eisen 32 (1912) S. 1685/90 (Hochofenaussch. 20).

[1]) Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 845/47 (Hochofenaussch. 154).

eingehend berichtet. Im Gegensatz zu den guten Erfahrungen, die man mit dieser Zustellungsart in Deutschland gemacht hat, hält Vosburgh ihre Bewährung noch nicht für erwiesen. Seiner Ansicht nach ist kaum anzunehmen, daß sich große Kohlenstoffmassen von 100 t und mehr, die beim Uebergang vom bildsamen in den festen Zustand um 2 % schrumpfen, einwandfrei einbrennen lassen; vielmehr dürfte das Ergebnis ein bröckeliger und poriger Graphit sein.

Als bemerkenswerteste Tatsache bezeichnet Vosburgh, daß bei den Hochöfen mit Kohlenstoffzustellung keine besonderen Kühleinrichtungen, wie Kühlplatten, eingebaut sind, daß vielmehr eine Spritzwasserkühlung am Rast- und Gestellpanzer genügt, da die Kohlenstoffzustellung bis zu 1600° ihre kennzeichnenden Merkmale beibehält. Durch diese Vereinfachung werden die Bau- und Unterhaltungskosten stark herabgesetzt.

Von besonderer Bedeutung für den Hochöfner ist die Haltbarkeit. Einzelne Hochöfen haben bis zu 3 Mill. t Roheisen erzeugt. Zahlreiche Oefen mit Schamottezustellung kamen über 2 Mill. t hinaus; allerdings sind dabei Instandsetzungen an Schacht und Gestell erforderlich gewesen. In Deutschland haben mehrere Hochöfen mit Kohlenstoffzustellung ähnliche Erzeugungszahlen erreicht. Daneben ist auch der Preis ausschlaggebend. Ein Vergleich ist schwierig, weil die Güte der Rohstoffe und die Herstellungskosten der feuerfesten Steine in Deutschland und den Vereinigten Staaten zu sehr voneinander verschieden sind. In Europa sind Schamottesteine mit rd. 100 *RM*/t fast dreimal so teuer als in den Vereinigten Staaten. Anderseits sind in Deutschland die Löhne erheblich niedriger.

Beim Vergleich der gestampften und der gemauerten Kohlenstoffzustellung schneidet das Stampfen je Tonne Gestell von 1 m Wanddicke günstiger ab, nämlich nach den Angaben von Vosburgh:

Masse (frei Hochofenwerk)	150,00 *RM*/t
Stampfkosten	14,00 *RM*/t
Schutzschicht	2,50 *RM*/t
	166,50 *RM*/t.

Die Kosten einer Kohlenstoffausmauerung sind dagegen:

Kohlenstoffsteine	220,00 *RM*/t
Fracht	40,00 *RM*/t
Nacharbeiten	40,00 *RM*/t
Graphitmörtel	12,00 *RM*/t
Mauerkosten	14,00 *RM*/t
Schutzschicht	2,50 *RM*/t
	328,50 *RM*/t.

Da in den Vereinigten Staaten bisher noch keine Hochöfen mit Kohlenstoffsteinen zugestellt worden sind, ist anzunehmen, daß eine solche Zustellung für Bodenstein, Gestell und Rast nicht teurer ist als eine solche aus Schamottesteinen einschließlich der Kühlvorrichtungen mit den Anschlußleitungen. Für einen Hochofen von 1000 t Tageserzeugung und 7,6 m Gestelldurchmesser kommen ungefähr 600 t Rohstoffe in Betracht, die als gebrannte und einbaufertig bearbeitete Steine noch 460 t wiegen. An Mörtel werden 3,6 t Graphitmörtel benötigt. Eine solche Zustellung wird im Gebiet um Pittsburgh einschließlich Frachten und Löhne 175 000 bis 187 500 *RM* kosten. Dabei sind allerdings die beim Umbau eines alten Ofens erforderlichen baulichen Aenderungen und im Vergleich mit einer Schamottezustellung der Fortfall der Kühleinrichtungen noch nicht berücksichtigt. *Hubert Oberle.*

Walzsplitter an kaltgewalztem Bandstahl.

Walzsplitter sind insofern äußerst unangenehme Fehler, als sie — besonders bei dickeren Abmessungen — am fertiggewalzten Band meist gar nicht erkannt werden, sondern erst bei der Weiterverarbeitung, z. B. beim Biegen, Tiefziehen usw., in Erscheinung treten. Als ihre Ursache gelten Narben, die entweder mechanisch — durch den Walzprozeß selbst — oder aber auch durch eingewalzten Zunder, der beim Beizen herausgelöst wird, hervorgerufen werden. Derartige Narben führen beim Kaltwalzen zu Ueberschiebungen des Werkstoffes, womit bei weiterem Herunterwalzen eine vollständige Trennung der übergeschobenen Schicht von dem Grundwerkstoff verbunden ist. Soweit sich die Ueberschiebungen nicht schon beim Walzen ablösen, springen sie bei der Weiterverarbeitung ab.

Diese an sich bekannte Ursache der Walzsplitter wird von Paul J. McKimm[1]) gleichfalls geschildert. Das Bemerkenswerte an seinen Untersuchungen ist aber, daß er darüber hinaus noch Ursachen für die Fehlererscheinung angibt, die man bisher bei Bandstahl — wenigstens in Deutschland — nicht beobachtet hat. In *Bild 1* wird das Gefüge der Oberfläche von Platinen nach dem Erwärmen auf Walztemperatur, aber vor Eintritt in das Walzwerk gezeigt; die Oberfläche ist einwandfrei, und keinerlei Verbrennungen oder sonstige Fehlererscheinungen sind zu erkennen. In *Bild 2* ist nun die Oberfläche der gleichen Platinen nach dem Walzen wiedergegeben; hier ist eine Aufreißung des Werkstoffes längs den Korngrenzen festzustellen. Diese Abbildung und vor allem auch die Makroaufnahmen in *Bild 3* weisen eine auffallende Aehnlichkeit mit Erscheinungen auf, die F. Nehl in einem Bericht über die Oberflächenempfindlichkeit von Stählen gegen bestimmte Heizgase geschildert hat[2]). Es handelt sich hier offenbar um Erscheinungen, die die gleiche Ursache haben, nämlich um mikroskopisch nicht feststellbare selektive Verzunderung auf den Korngrenzen, hervorgerufen durch den bei der Wasserdampfzersetzung frei werdenden atomaren Sauerstoff.

Wenn auch McKimm in seiner Arbeit keine weitere Erklärung für das Zustandekommen dieser Fehlererscheinungen gegeben hat, so kann man doch auch hier annehmen, daß die Ursache die gleiche ist. Allerdings besteht ein wesentlicher Unterschied zwischen den von Nehl und McKimm gefundenen Ergebnissen darin, daß Nehl besonders bei nicht genügendem Sauerstoffüberschuß der Verbrennungsgase solche Fehlererscheinungen beobachtete, während die von McKimm angegebenen Gase einen außergewöhnlich hohen Sauerstoffgehalt aufweisen, wie er üblicherweise bei mit Koksofengas betriebenen Oefen nicht vorkommt. Nach den Beobachtungen von Nehl führt ein hoher Sauerstoffüberschuß, wenn er einen bestimmten Mindestgehalt überschreitet, zu einem gleichmäßigen Abzundern der Oberfläche, wodurch ein bevorzugter Angriff auf den Korngrenzen unterbunden wird. Diese Beobachtungen wurden auch dann gemacht, wenn Proben im elektrisch beheizten Ofen unter Durchleitung von Luft erhitzt wurden. An Hand von Biegeproben konnte dann festgestellt werden, daß derartig erwärmte Proben keinerlei Risse beim Warmbiegen zeigten. Es besteht hier offenbar ein Widerspruch, der sich aber vielleicht daraus erklären läßt, daß bei den amerikanischen Versuchen Erdgas- und Oelheizung angewandt wurde, während Nehl die Verhältnisse bei Koksofengas untersucht hat.

Daß bei einer Herabsetzung des Sauerstoffgehaltes bis auf den Wert Null wieder starke Splitterbildung im Bandstahl beobachtet wird, führt McKimm in Uebereinstimmung mit den Beobachtungen in Deutschland darauf zurück, daß sich bei zu geringem Sauerstoffgehalt der Ofengase Klebzunder bildet, der durch Abbrausen mit Druckwasser beim Warmwalzen des Bandstahls nicht ganz beseitigt werden kann und dann die Veranlassung zur Narbenbildung gibt. *Franz Nehl.*

[1]) Blast Furn. 28 (1940) S. 243/46, 252 u. 338/40.
[2]) Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 779/84 (Werkstoffaussch. 429).

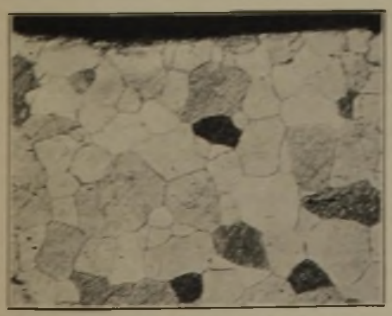


Bild 1. Gefüge einer Platine nach dem Erwärmen auf Walztemperatur. (× 75.)

Bild 2. Gefüge der gleichen Platine wie in Bild 1 nach dem Warmwalzen. (× 75.)

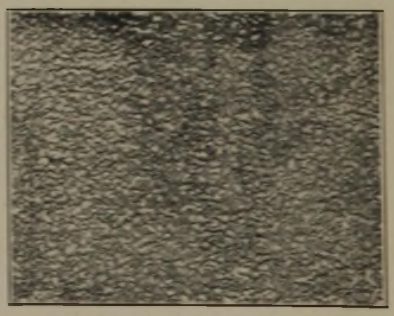


Bild 3. Oberfläche der warmgewalzten Platine nach Bild 2.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen[1]).

(Patentblatt Nr. 27 vom 3. Juli 1941.)

Kl. 7 b, Gr. 21, D 79 191. Verfahren zur Herstellung von Mehrlagenhohlkörpern, bei denen Bandeisen schraubenförmig um ein Kernrohr gewickelt wird. Erf.: Johannes Heinemann, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18 b, Gr. 16/01, H 160 986. Verfahren zur Verbesserung der Verblasbarkeit von Thomasroheisen. Erf.: Dipl.-Ing. Dr. Albrecht Harr und Dipl.-Ing. Erwin Eickworth, Dortmund. Anm.: Hoesch A.-G., Dortmund.

Kl. 18 c, Gr. 1/12, J 59 207. Verfahren zum Härten der Oberfläche von Werkstücken durch Erhitzen mit Brenngas-Sauerstoff-Gemischen und nachfolgendes Abschrecken. Erf.: Dr.-Ing. Hermann Holler, Frankfurt a. M. Anm.: I.-G. Farbenindustrie, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 18 c, Gr. 6/10, St 58 482. Herstellung nichtrostender federharter Drähte. Erf.: Alfred Grunert, Dortmund. Anm.: Stahlwerk Ergste, A.-G., Ergste über Schwerte (Ruhr).

Kl. 18 c, Gr. 8/40, H 152 629. Verfahren zur Verbesserung der Tiefziehfähigkeit von nicht lufthärtenden rostfreien Chromstählen. Erf.: Dr.-Ing. Hubert Hoff, Dortmund, Dr.-Ing. Anton Wimmer, Hohenlimburg, und Dr.-Ing. Johann Kuschmann, Dortmund. Anm.: Hoesch A.-G., Dortmund.

Kl. 18 c, Gr. 8/90, L 101 284. Glühbehälter mit Innenheizrohr. Erf.: Theo Kremer, Freudenberg (Kr. Siegen). Anm.: Landruf, G. m. b. H., Rubertus & Fries, Freudenberg (Kr. Siegen).

Kl. 18 c, Gr. 14, S 133 095. Verfahren zur Erhöhung der Maximalpermeabilität und zur Verringerung der Wattverlustziffer von Eisen-Silizium-Legierungen. Erf.: Dr.-Ing. Karl Hammer, München, und Paul Schuhmacher, Berlin. Anm.: Siemens & Halske, A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 18 d, Gr. 2/50, D 81 768. Zunderbeständiges aluminiumhaltiges Gußeisen. Erf.: Dr.-Ing. Carl Pardun, Gelsenkirchen. Anm.: Deutsche Eisenwerke, A.-G., Mülheim (Ruhr).

Kl. 40 b, Gr. 2, K 154 308. Verfahren zur Herstellung von Sinterkörpern. Erf.: Dr.-Ing. Wilhelm Bischof, Dortmund. Anm.: Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., Düsseldorf.

Kl. 48 d, Gr. 2/01, H 154 524. Verfahren zur Oberflächenbehandlung von nichtrostenden Chromstählen. Erf.: Dr.-Ing. Johann Kuschmann, Dortmund. Anm.: Hoesch A.-G., Dortmund.

Kl. 80 b, Gr. 5/07, J 63 263. Verfahren und Einrichtung zum Herstellen von Mineralwolle. Lambert Jansen, Mannheim.

Kl. 80 b, Gr. 22/01, A 91 619. Verfahren zur Herstellung von Mauer- und Formsteinen aus Hochofenschlacke. Erf.: Dr. Frank Schwarz, Donawitz (Steiermark). Anm.: Reichswerke A.-G. Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring", Wien.

[1]) Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einsprucherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 27 vom 3. Juli 1941.)

Kl. 18 c, Nr. 1 504 702 bis 1 504 705. Versteifte Blechbahn für insbesondere Glühbehälter und Härtekästen. Paß & Co., Weidenau (Sieg).

Kl. 40 a, Nr. 1 504 187. Selbsttätige Beschickungsvorrichtung für eine Vielzahl von Beschickungsstellen, insbesondere für Lichtbogenöfen. Demag-Elektrostahl, G. m. b. H., Duisburg.

Kl. 40 a, Nr. 1 504 732. Vorrichtung zum Absaugen der Gase bei kippbaren Drehöfen. Dr. Hans Joachim von Hippel, Lünen.

Kl. 42 h, Nr. 1 504 755. Lichtelektrisches Flammenphotometer. Dr. Bruno Lange, Berlin-Zehlendorf.

Wirtschaftliche Rundschau.

Die Krise der amerikanischen Edelstahlindustrie.

Der amerikanische Edelstahlbedarf wurde vor dem Kriege zu 90 % aus der Eigenerzeugung und zu 10 % aus der Einfuhr (Schweden, Deutschland) gedeckt; besonders in früheren Jahren kam ein hoher Anteil aus der Ostmark und dem Protektorat. Die Ausfuhr spielte keine große Rolle (6 bis 7 % der Erzeugung), abgesehen von den in den Vereinigten Staaten hergestellten Chrom-Molybdän- und Chrom-Vanadin-Stähle.

Wenn in den Jahren 1931 bis 1934, die den niedrigsten Erzeugungsdurchschnitt der Nachkriegszeit brachten, die Stahlindustrie nur mit rd. 42 % beschäftigt war, so machte die Edelstahlindustrie eine Ausnahme. Sie arbeitete im Jahre 1932, das den Tiefstand der amerikanischen Stahlerzeugung mit 13 900 000 t brachte, mit 57 % ihrer Leistungsfähigkeit und war bereits im Jahre 1939, als der Beschäftigungsdurchschnitt 76,7 % betrug, mit 92 % ausgenutzt. Im Jahre 1940 dagegen wurde die Grenze ihrer Leistungsfähigkeit schon im Juni erreicht, also bevor das Hauptaufrüstungsprogramm einsetzte.

Die Versorgung des amerikanischen Marktes mit Edelstahl vollzieht sich in der letzten Zeit mit den größten Schwierigkeiten. Infolgedessen ist auch nach der Ausschaltung von Edelstahl für die meisten zivilen Bedürfnisse, der Streichung von 20 % der Kraftwagenerzeugung und der völligen Einstellung der Ausfuhr — ausgenommen nach England — die Behinderung der Rüstungserzeugung außerordentlich ernst. So ist laut Aussage des Leiters der Aeronautical Chamber of Commerce of America der Rückgang der Flugzeugerzeugung im Mai 1941 zum Teil auf die unzureichende Belieferung mit Edelstahl zurückzuführen.

Die Gründe für diese Krise sind folgende:

a) unzureichende Rohstoffversorgung,

b) weggefallene Einfuhr,

c) außergewöhnlich hohe Lieferung nach England.

Zu a. Im Gegensatz zur Versorgung mit Eisenerzen aller Art ist die mit Manganerz und Metallerzen zum Teil unzureichend. Am ärgsten steht es mit Manganerz. Zwar hat die staatliche Metals Reserve Co. vor dem Kriege mit der Vorratsbildung begonnen, aber die vorgesehenen 600 000 t Manganerze mit 53 % Mn wurden niemals eingelagert. Die Eigenerzeugung an Mangan ist trotz allen Anstrengungen gering. Im April 1941 wurden in Amerika nur 4500 t Manganerze gefördert. Der wichtigste Lieferer, Rußland, hat seine Lieferungen, nachdem die Vereinigten Staaten das Ausfuhrverbot einführten, fast ganz eingestellt. Infolge des beschränkten Schiffsraums fiel ferner seit Oktober 1940 Britisch-Indien als Lieferer aus und seit dem Eintritt Italiens in den Krieg Juni 1940 auch Aegypten (Sinai).

Die gesamte Ausfuhr Britisch-Westafrikas ist aber nach wie vor für England vorbehalten. Die Zufuhren aus Südafrika, Brasilien und Kuba reichen demgegenüber nicht aus, so daß Amerika in den letzten Monaten vom Lager arbeiten mußte. Die Manganerzvorräte sind daher bedenklich zurückgegangen. Die Vorräte betragen nur noch etwa 110 000 t mit durchschnittlich 52 % Mn, das ist weniger als 1½ Monatsbedarf.

Die japanische Blockade hat die Zufuhren an Wolframerzen aus Südchina so beschnitten, daß der starke Mangel an Wolfram zu ungewöhnlichen Preissteigerungen führte. Die Metals Reserve Co., die 1940/41 laufend aus Beständen verkaufte, verfügte Mitte Mai 1941 nur noch über 3087 t. Die Nickelversorgung ist ebenfalls sehr schlecht. Zwar steht in Kanada der größte Weltlieferer zur Verfügung, bisher hat man sich aber wegen der Preise nicht einigen können. Der Nickeltrust (International Nickel Co. of Canada unter Lord Melchet und Sir Alfred Mond) hat die Lieferung von Nickel künstlich niedrig gehalten, um zu einer weiteren Preisaufbesserung von 125 $ je t zu gelangen, was aber die Preisaufsichtsbehörden nicht bewilligen wollten. Im Jahre 1941 ist die Nickeleinfuhr bisher gefallen. Als Ersatz wurde weitestgehend Vanadin vorgeschlagen, jedoch wurde in den zwei einzigen amerikanischen Erzeugungsstätten sieben Wochen lang gestreikt, und Ferrovanadin war eine Zeitlang völlig ausverkauft. Chrom ist infolge des Rückgangs der türkischen Lieferungen ebenfalls knapp geworden. Einzig Kobalt und Molybdän stehen ausreichend zur Verfügung.

Zu b. Der Einfuhrrückgang, ja -ausfall hat für zahlreiche Verbraucher schwerste Unzulänglichkeiten mit sich gebracht. Das gilt namentlich für die Hersteller von Ventilfedern für Kraftwagen- und Flugzeugmotoren, die früher für diesen Sonderzweck bis zu 80 % schwedischen Stahl kauften. Zunehmende Klagen über Pannen bei Motoren sind die Folge. Der Wegfall der Lieferungen von schwedischem Holzkohlenroheisen behindert mehrere Edelstahlwerke ebenso wie der Ausfall der von deutschen und schwedischen Edelstahlwerken hergestellten Stähle zahlreiche Verbraucher.

Zu c. Die Stahleinfuhr nach England aus den Vereinigten Staaten erreichte im August 1940 mit über 600 000 t einen nie vorher gekannten Höchststand. Seitdem fällt die Einfuhr ständig; in den Monaten Februar bis April 1941 blieb sie einschließlich Schrott unter 285 000 t. Eine Ausnahme vom Einfuhrrückgang macht der legierte Stahl. Englands Rüstungsindustrie, abgeschnitten vom skandinavischen und festländischen Ferromangan, Ferrosilizium, Ferrovanadin usw., kann für die Waffen- und Munitionsherstellung nicht im entferntesten den Bedarf an legierten Stählen decken. Daher wurde alles getan, die Ausfuhr der Vereinigten Staaten in diesen Stählen so hoch wie möglich zu halten. Während Amerika vor dem Kriege so gut wie nichts an legierten Stählen nach England lieferte, betrug der Versand im Monatsdurchschnitt Januar bis April 1941 41 000 t. Diese Menge, gering für die amerikanische Stahlkapazität, ist für legierten Stahl außerordentlich groß. Die bevorzugte Belieferung Englands beraubt daher die eigene Rüstungsindustrie wichtigster Rohstoffe und ist ein Hauptgrund dafür, daß die Herstellung zahlreicher Waffen und Geräte nur langsam zunimmt. Von den im Januar bis April 1941 nach England ausgeführten legierten Stählen entfielen 31 % auf Stähle mit 2,5 bis 5 % Ni, 23 % auf Stähle mit 1,5 bis 5 % Chrom und Nickel (Geschützrohrstahl), 14 % auf die molybdänhaltigen Stähle, z. B. für Motoren- und Flugzeugbau, 9 % auf Stahl mit Chrom-Nickel-Vanadin für Panzerplatten und der Rest auf verschiedene andere Legierungen.

Diese Lieferungen beanspruchen aber die Leistungsfähigkeit der Werke der Vereinigten Staaten so stark (Ludlum Alleghany Steel Co. lieferte 60 % und Wickwire 48 % seiner Gesamterzeugung dieser Stähle an England), daß die eigenen Rüstungswerke „kurztreten" müssen. Dem entsprechen auch Meldungen, die sich in der letzten Zeit im amerikanischen Schrifttum wiederholt finden, wonach die großen Edelstahlwerke zahlreiche 30- bis 60-t-Lichtbogenöfen neu aufstellen.

Trotzdem wird aus all den oben geschilderten Gründen nicht damit zu rechnen sein, daß sich die Versorgung der Vereinigten Staaten mit Edelstahl in der nächsten Zeit bessert. Seine unzureichende Lieferung dürfte nach wie vor eine der Hauptschwierigkeiten bilden.

Eingliederung des Podbrezowa-Werkes in die Reichswerke „Hermann Göring". — Das slowakische Parlament genehmigte am 26. Juni 1941 ein Abkommen zwischen der Regierung und den Reichswerken für Waffen- und Maschinenbau A.-G. „Hermann Göring", wonach das einzige slowakische Hochofenwerk, die Podbrezowa-Berg- und Hütten-A.-G., auf den Verarbeitungsblock der Reichswerke „Hermann Göring" übergeht. Die Podbrezowa-Betriebe liegen in der mittleren Slowakei. Dem Hochofenwerk, das über eine eigene Erzgrundlage verfügt, sind verschiedene Verarbeitungsstätten angegliedert. Das Unternehmen gehörte früher dem tschechoslowakischen Staate, der es im Sommer 1938 an die Brünner Waffenwerke verkaufte. Die Slowakei hat den Verkauf aber nicht anerkannt, hat jedoch darin eingewilligt, daß die Brünner Waffenwerke, die nach dem Zerfall der Tschecho-Slowakei in den Belangenkreis der Hermann-Göring-Werke übergingen, das Werk weiter betrieben. Durch die neue Grenzziehung gegenüber dem Protektorat und Ungarn hat sich nun sowohl die Rohstoff- als auch die Absatzgrundlage des Unternehmens wesentlich verschoben und seine wirtschaftlichen Verhältnisse nachteilig beeinflußt. Die slowakische Regierung hofft, daß das Werk durch die Eingliederung in den Hermann-Göring-Konzern wieder lebensfähig wird und damit dem Lande erhalten bleibt.

Vereins-Nachrichten.

Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Vortragstagung in Düsseldorf am 28. Juni 1941.

Im Rahmen seiner Vortragsveranstaltungen in verschiedenen Bezirken des Reiches, die auch in diesem Jahre wieder an die Stelle einer Hauptversammlung treten, hielt unser Verein am Samstag, dem 28. Juni 1941, in Düsseldorf eine Arbeitstagung ab. An die 1000 Besucher, darunter eine Reihe von Gästen, mit denen der Verein Deutscher Eisenhüttenleute in kriegswichtigen Aufgaben tagtäglich zusammenarbeitet, konnte der Vorsitzende, Professor Dr. P. Goerens, Essen, in den festlich geschmückten Räumen des Europa-Palast-Theaters herzlich willkommen heißen. Sein besonderer Gruß und Dank zugleich galt den Vortragenden. Er gedachte ferner des Leiters des NS.-Bundes Deutscher Technik, dem als Reichsminister für Bewaffnung und Munition und Generalbevollmächtigten auf manchen wichtigen Gebieten so verantwortungsvolle Aufgaben übertragen worden sind. Für die ihm im Auftrage der Versammlung drahtlich übermittelten Grüße dankte Dr. Todt inzwischen in einem Schreiben, in dem er den deutschen Eisenhüttenleuten zu ihrer Arbeit für die Rüstung und damit für die Geltung Deutschlands weiterhin großen Erfolg wünschte.

Die technischen Vorträge des Tages galten dieses Mal mehr Fragen aus den Randgebieten des Eisenhüttenwesens, die jedoch wegen ihrer allgemeinen Bedeutung und weil sie in vielen wichtigen Punkten die Arbeiten des Eisenhüttenmannes ergänzen, dessen besondere Aufmerksamkeit finden mußten.

Dies gilt sowohl von dem Vortrage, den Dr. W. Dawihl, Berlin, über die wissenschaftlichen und technischen Grundlagen der Sintermetallurgie erstattete — ein Thema, das in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung gewonnen hat und das sich auch gegenwärtig noch in stetiger Weiterentwicklung befindet —, als auch von den Arbeiten, über die Dr.-Ing. habil. E. Lehr, Augsburg, in seinem Vortrage „Formgebung und Werkstoffausnutzung" berichtete und die u. a. erkennen ließen, wie es durch bauliche und fertigungstechnische Maßnahmen möglich war, im Einzelfalle eine Erhöhung der Dauerfestigkeit auf das Doppelte und mehr zu erzielen, also Verbesserungen herbeizuführen, wie sie durch Wahl höherwertiger Werkstoffe allein nicht erreicht werden können.

So folgte denn auch die große Versammlung beiden Vorträgen, die durch zahlreiche Lichtbilder erläutert wurden — der Vortrag von Dr. Dawihl fand dazu noch eine anschauliche Ergänzung durch eine kleine Schau, die im Vorraum des Europa-Palast-Theaters Aufstellung gefunden hatte —, mit gespannter Aufmerksamkeit und zollte den Vortragenden lebhaften Beifall. Beide Berichte werden in dieser Zeitschrift demnächst im Wortlaut veröffentlicht werden.

Den Hauptvortrag hatte der Inspekteur des Erziehungs- und Bildungswesens des Heeres, Generalmajor Friessner, Berlin, übernommen zu dem Thema: „Die Forderungen der Wehrmacht an unser Erziehungs- und Bildungswesen." Von wiederholtem Beifall der Versammlung unterbrochen, umriß und erläuterte der General in klaren Ausführungen die Grundforderungen, die an die Ausbildung der deutschen Jugend zu stellen sind und die sich in dem Dreiklang: gesunder Körper, fester Charakter und ausreichendes Wissen zusammenfassen lassen. Auch diesen Bericht werden wir demnächst im Wortlaut veröffentlichen.

Mit anhaltendem Beifall gab die Versammlung ihrer Zustimmung und ihrem herzlichen Dank zugleich Ausdruck. Der Vorsitzende unterstrich diesen Dank noch einmal in beredten Worten und wies dann, zu seinem Schlußwort übergehend, auf die vielen Parallelen hin, die sich in den Forderungen der Wehrmacht und denen, die wir selbst zu stellen haben, zeigen. Insoweit es sich um Fragen des gesunden Körpers, des gesunden Geistes und der Willensbildung handele, sei wirklich Großes geschehen. Sorge mache uns heute der dritte wesentliche Faktor: das Wissen! Wir müssen uns darüber klar sein, daß wir in dieser Beziehung jetzt durch den Zwang der Verhältnisse stark vom Kapital zehren, und daß es um so notwendiger ist, in der Güte der Ausbildung und der Zahl der Berufsanwärter die vorhandene Lücke schleunigst auszufüllen. Es seien also Mittel und Wege zu suchen, um ein solides Wissen sicherzustellen. Dabei könne es nicht das Ziel sein, auf Kosten der Gründlichkeit ein Vielwissen in die jungen Menschen in kurzer Zeit hineinbringen zu wollen.

Alles in allem, so führte der Vorsitzende hierzu weiter aus, wollen und können wir die Forderungen an unseren Nachwuchs nicht herabsetzen. Wir brauchen Kräfte mit einem grundlegenden Fachwissen und Kerle. Auf der anderen Seite ist Platz für Begabungen aller Art in wissenschaftlicher, betrieblicher und organisatorischer Richtung beim Eisenhüttenwesen gegeben; die Verhältnisse, vor denen wir heute stehen, sind glücklicherweise ganz andere, als dies vor 20 Jahren der Fall war. Wir können zudem auf Leistungen hinweisen, die in das Leben jedes einzelnen eingreifen und für Volk und Staat von ausschlaggebender Bedeutung sind. Wo solch große Aufgaben vorhanden sind, wo große, verantwortungsreiche Aufgaben auch für den jungen Menschen erwartet werden können, pflegen sich die Menschen, die bereit und in der Lage sind, diese Aufgaben zu

übernehmen, von selbst einzustellen; es bedarf aber einer Unterrichtung über die Möglichkeiten, die sich in dieser Richtung in der Zukunft für den deutschen Eisenhüttenmann bieten werden. Entsprechend ist auch eine Reihe von Maßnahmen eingeleitet worden. Der Vorsitzende richtete sodann an die Mitglieder die Bitte, sich in Mehrung alter hüttenmännischer Tradition wie für alle anderen so auch für diese die zukünftige Entwicklung tragende Aufgabe voll einzusetzen.

Daß die Wahl des eisenhüttenmännischen Berufes nicht an den Kosten der Ausbildung scheitern soll, würde neben anderen Maßnahmen von Fall zu Fall Sorge der Eisenindustrie sein.

Mit diesem Ruf an die Jugend und an die Mitglieder des Vereins leitete der Vorsitzende sodann über zu dem gegenwärtigen großen Geschehen an den Fronten. Mit seinem Dank an die Soldaten, die fernab von der Heimat die deutsche Zukunft erkämpfen und denen nach den Worten des Führers heute wieder das Schicksal Deutschlands überantwortet ist, gedachte er zugleich ehrend derer, die ihr Leben für Großdeutschland und seine Ziele gegeben haben. Mit einer Ehrung des Führers, der die große Versammlung begeistert zustimmte, schloß der Vorsitzende die Versammlung.

*

Im Anschluß an die Vorträge fand in den Räumen der Städtischen Tonhalle, Düsseldorf, ein Eintopfessen statt, das besten Verlauf nahm und die zahlreichen Teilnehmer noch lange in kameradschaftlicher Aussprache vereinte.

Änderungen in der Mitgliederliste.

Klein, Albert, Dipl.-Ing., Referent, Landeswirtschaftsamt, Wiesbaden; Wohnung: Theodorenstr. 7. *17* 044

Kluke, Rolf, Dr.-Ing., Lindener Eisen- u. Stahlwerke G. m. b. H., Hannover-Linden; Wohnung: Hannover, Dachenhausenstraße 1. *35* 274

Knoblauch, Ernst, Dipl.-Ing., Fried. Krupp A.-G. Friedrich-Alfred-Hütte, Rheinhausen; Wohnung: Bliersheimer Str. 83. *26* 053

Knopp, Hermann, Dr. rer. pol., Dipl.-Kfm., Vereinigte Stahlwerke A.-G,, Hauptverwaltung, Düsseldorf 1; Wohnung: Duisburg, Springwall 12. *37* 234

Kruse, Walter, Dipl.-Ing., Hüttendirektor, Differdinger Stahlwerke A.-G., Differdingen (Luxemburg). *27* 145

Lehrretter, Aloys Johann, Ingenieur, Budapest XIV (Ungarn), Hungaria-körut 198. *22* 222

Lohmann, Wilhelm, Dr.-Ing., Betriebschef, „Ferrum" A.-G., Werk Laurahütte, Laurahütte (Oberschles.), Wandastr. 10; Wohnung: Hüttenstr. 3. *25* 070

Reinfeld, Hans, Dr.-Ing., Doggerer A.-G., Hüttenbetrieb, Straßburg (Elsaß), Hindenburgstr. 26; Wohnung: Am Fünfzehnerwörth 54. *33* 101

Sittard, Johann, Dr.-Ing., Direktionsassistent, Mitteldeutsche Stahl- u. Walzwerke Friedrich Flick K.-G., Brandenburg (Havel); Wohnung: Gustav-Nachtigal-Str. 14. *35* 503

Wilms, Otto Heinz, Dr.-Ing., Deutsche Edelstahlwerke A.-G., Krefeld; Wohnung: Dürerstr. 24. *37* 486

Wübbenhorst, Heinz, Dipl.-Ing., R. d. L. und Ob. d. L. L Flak 1, Berlin-Charlottenburg 2, Jebensstr. 1; Wohnung: Berlin-Halensee, Lützenstr. 3—4. *35* 599

Zeyen, Karl Ludwig, Dr.-Ing., Reichswerke A.-G. für Berg- u. Hüttenbetriebe „Hermann Göring", HDP Stahlverwendung, Berlin-Halensee, Albrecht-Achilles-Str. 62—64; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Bredtschneiderstr. 11. *23* 190

Neue Mitglieder.

Bärmann, Hildegard, Dr.-Ing., Chemikerin, Wassernutzung A.-G., Berlin W 9, Hermann-Göring-Str. 1; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 9, Ebereschenallee 56. *41* 233

Becker, Walter, Ingenieur, Konstrukteur, Benno Schilde Maschinenbau A.-G., Abt. Industrieofenbau, Hersfeld; Wohnung: Seilerweg 20. *41* 234

Classen, Friedrich, Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Spoostr. 49. *41* 235

Colbus, Ludwig, Dipl.-Ing., Leiter der Geschäftsstelle Saarbrücken der Hartmann & Braun A.-G., Saarbrücken, Gutenbergstr. 40; Wohnung: Frankfurt (Main), Kronberger Str. 25. *41* 236

Czapla, Hansulrich, stud. rer. met., Breslau 23, Herdainstr. 56. *41* 237

Dehne, Willy, Dipl.-Ing., Betriebsassistent, Dortmund-Hoerder Hüttenverein A.-G., Werk Hörde, Dortmund-Hörde; Wohnung Penningskamp 22. *41* 238

Dobrauer, Erich, Dipl.-Chem., Betriebsingenieur, Prager Eisenindustrie-Gesellschaft, Königshof (b. Beraun, Böhmen); Wohnung: Karlshütte 26. *41* 239

Feldmann, Karl, Dipl.-Ing., Assistent, Institut für Eisenhüttenkunde der Techn. Hochschule Aachen, Aachen, Intzestr. 1; Wohnung: Templergraben 94. *41* 240

Fontaine, Edmund de la, Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Emil-Mayrisch-Str. 19. *41* 241

Friedmann, Werner, Dr.-Ing., Gruppenführer, Dortmund-Hoerder Hüttenverein A.-G., Werk Dortmund, Dortmund; Wohnung: Kronprinzenstr. 72. *41* 242

Fuchs, Siegmund, Dr.-Ing., Betriebsingenieur, Dortmund-Hoerder Hüttenverein A.-G., Werk Hörde, Hammerwerk, Dortmund-Hörde; Wohnung: Dortmund, Davidisstr. 36. *41* 243

Haite, Heinz, Ingenieur, Hochfrequenz-Tiegelstahl G. m. b.H., Bochum; Wohnung: Wittener Str. 200. *41* 244

Hansen, Georg, Betriebsingenieur, Differdinger Stahlwerke A.-G. Differdingen (Luxemburg); Wohnung: Marktstr. 7. *41* 245

Hartig, Hans, Dr. rer. pol., Hauptgeschäftsführer der Bezirksgruppe Ostmark der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie, Wien I, Nibelungengasse 13; Wohnung: Wien IV, Operngasse 18. *41* 246

Henny, Hans, Ingenieur, Feinmechanische Werke G. m. b. H., Erfurt; Wohnung: Winterfeldtstr. 6. *41* 247

Hese, Heinrich, Dr. phil., Physiker, ROMAG, Hamburg; Wohnung: Hamburg 13, Moorweidenstr. 7. *41* 248

Hücking, Cornelius, Werkstoff-Ingenieur, Fried. Krupp A.-G. Friedrich-Alfred-Hütte, Rheinhausen; Wohnung: Rheinhausen-Hochemmerich, Hugostr. 18. *41* 249

Jemelka, Hans, Dipl.-Ing., Betriebsingenieur, Witkowitzer Bergbau- und Eisenhütten-Gewerkschaft, Mähr. Ostrau; Wohnung: Adolf-Hitler-Platz 3/3. *41* 250

Klepper, Josef, Dr., Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Spoostr. 16. *41* 251

Kolbenschlag, Ferdinand, Ingenieur, Betriebsassistent, Hüttenwerke Siegerland A.-G., Charlottenhütte, Abt. Walzwerk, Niederschelden (Sieg); Wohnung: Johannesstr. 6. *41* 252

Korn, Rudolf, Leiter der Abnahme der Klöckner-Werke A.-G., Werk Georgsmarienhütte, Georgsmarienhütte (Kr. Osnabrück). Wohnung: Hindenburgstr. 10. *41* 253

Krol, Oswald, Betriebsingenieur, Berg- u. Hüttenwerks-Gesellschaft Karwin-Trzynietz A.-G., Eisenwerk Trzynietz, Trzynietz (Oberschles.); Wohnung: Straße der SA. 487. *41* 254

Langers, Robert, Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Rümelingen, Adolf-Hitler-Str. 71. *41* 255

Lemcke, Dr. phil., Leiter des Laboratoriums u. der Versuchsanstalt der Mitteldeutschen Stahl- u. Walzwerke Friedrich Flick K.-G., Brandenburg (Havel); Wohnung: Am Havelgut 12. *41* 256

Marincek, Borut, Dr.-Ing., Berlin-Charlottenburg 2, Charlottenburger Ufer 57. *41* 257

Mettelock, Paul, Dr., Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Adolf-Hitler-Str. 116. *41* 258

Mirt, Otto, Dr.-Ing., Gebr. Böhler & Co. A.-G., Kapfenberg (Steiermark); Wohnung: Redfeldgasse 10. *41* 259

Munkelt, Eckart, Ingenieur, Betriebsassistent, Klöckner-Werke A.-G., Werk Haspe, Hagen-Haspe; Wohnung: Kölner Str. 25. *41* 260

Paquet, Ewald, Ingenieur, Gruppenführer, Demag A.-G., Duisburg; Wohnung: Cecilienstr. 9. *41* 261

Schikorr, Gerhard, Dr. phil., Chemiker, Staatl. Materialprüfungsamt, Berlin-Dahlem; Wohnung: Berlin-Lichterfelde, Margaretenstr. 3. *41* 262

Schmidt, Kurt, Dr.-Ing., Chemiker, Waffenwerke Brünn A.-G., Brünn (Protektorat); Wohnung: Gabelsberger Gasse 10. *41* 263

Seidenather, Karl, Ingenieur, Bayrische Motorenwerke A.-G., München; Wohnung: München 13, Agnesstr. 10. *41* 264

Steffes, Paul, Dipl.-Ing., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Belval, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Siegfriedstr. 6. *41* 265

Stein, Richard, Prokurist, Fa. Schmidt & Clemens, Edelstahlwerk, Berghausen (Bz. Köln); Wohnung: Gummersbach, Blücherstr. 10. *41* 266

Stoll, Norbert, Dr., Chefchemiker, Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Rothe Erde, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Luxemburg, Karl-Theodor-André-Str. 32. *41* 267

Tockert, Albert, Ing.-Chem., Verein. Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Werk Rothe Erde, Esch (Alz./Luxemburg); Wohnung: Xaver-Brasseur-Str. 26. *41* 268

Zylka, Hans, Ingenieur, Schloemann A.-G., Düsseldorf; Wohnung: Duisburg, Kammerstr. 215. *41* 269