

# 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 37

11. SEPTEMBER 1941

61. JAHRGANG

### Die Forderungen der Wehrmacht an unser Erziehungs- und Bildungswesen.

Von Generalmajor Hans Friessner in Berlin<sup>1)</sup>.

Als ich von der Geschäftsführung Ihres Vereins gebeten wurde, in Ihrem Kreise über die Stellung der Wehrmacht zu den Problemen der Erziehung und Bildung zu sprechen, mußte ich mir zunächst die Frage stellen, ob und inwieweit ich Ihre Aufmerksamkeit für ein solches Thema überhaupt in Anspruch nehmen kann. Ich habe bisher über diesen Fragenkreis vor dem Lehrkörper von Universitäten und der studentischen Jugend, vor Erziehern aller Schularten, vor Offizieren und vor Führern der Hitlerjugend gesprochen. In all diesen Fällen handelte es sich für mich um eine Hörerschaft, die die Aufgabe hat, unsere Jugend zu erziehen, oder die doch, wie das Offizierkorps, ihre eigene Erziehungsaufgabe im Zusammenhang mit der vormilitärischen Jugenderziehung sehen und beurteilen muß. Dieser Hörerschaft gegenüber konnte ich durchaus in einer unmittelbaren Weise die Forderungen entwickeln, die die Wehrmacht im Interesse der Landesverteidigung an unser Erziehungs- und Bildungswesen zu stellen hat. Zudem hatte ich ihr gegenüber einen mir vom Herrn Oberbefehlshaber des Heeres gegebenen Auftrag zu erfüllen.

Ich bin mir bewußt, meine Herren, daß ich mich heute vor Ihnen in einer wesentlich anderen Lage befinde. Weder habe ich mich Ihnen gegenüber eines besonderen Auftrags zu entledigen, noch kann ich damit rechnen, daß Ihre berufliche Tätigkeit durch erzieherische Aufgaben wesentlich bestimmt ist. Mögen auch manche von Ihnen, meine Herren, sei es an Hochschulen, in Berufs- und Fachschulen oder in besonderen Lehrgängen, unmittelbar erzieherisch und lehrend wirken, so ist doch die Homogenität Ihres Kreises durch ein anderes Medium, nämlich das der Technik, geprägt. Ich muß also zu Ihnen als zu Männern sprechen, die in der Welt der Technik forschend und praktisch tätig sind und für die die Aufgaben der Erziehung und Menschenführung sich im wesentlichen durch die Anforderungen bestimmen, die der Dienst an der Technik gebieterisch an jeden Menschen stellt, der in ihr seine Lebensaufgabe gefunden hat.

Wenn ich auch in der Welt der Technik nicht zünftig zu Hause bin, so hoffe ich doch, einen Weg zu finden, der unmittelbar in Ihren Interessenbereich hineinführt und den zu beschreiten gerade für den Soldaten nicht allzu schwer sein sollte. Eine kurze Darstellung der Berührungspunkte zwischen Arbeit, Technik und Soldatentum könnte hierfür dienlich sein.

Unser modernes Berufsleben hat sich seit der stürmischen Entwicklung, die im letzten Jahrhundert ihren Lauf nahm,

ungemein spezialisiert. So gibt es z. B. allein in der Metallindustrie heute über 50 Sonderberufe. Diese berufliche Spezialisierung, die in erster Linie durch den technischen Fortschritt bewirkt wurde, hatte gleichzeitig eine zunehmende Sonderung der Menschen nach ihren beruflichen Spezialkenntnissen zur Folge und mußte daher in der Volksordnung, Erziehung und Menschenführung eine Fülle neuer Probleme aufwerfen.

Spezialisierung bedeutet Einengung, doch sie fordert zugleich, daß die in einem relativ engen Bereich eingesetzte menschliche Leistungskraft sich intensiv auswirkt und zu möglichst vollkommenen Fertigkeiten gelangt. Spezialisierung hat aber nur dann Sinn und Berechtigung, wenn sie sich nicht verabsolutiert und so zum Selbstzweck entartet, sondern sich ihrer Bedeutung und ihrer Funktion innerhalb eines großen Organismus bewußt bleibt. Die Einengung, die sie verlangt, darf also weder zu einer menschlichen, noch sachlichen Abkapselung führen.

Diese notwendige Beziehung des Teils zum Ganzen innerhalb unseres Arbeitslebens muß nun auch die Einstellung des Menschen zur Arbeit in einer besonderen Weise prägen. Eine Spezialaufgabe durchführen in dem Bewußtsein, dadurch einen höheren Zweck zu fördern, heißt eine Dienstleistung vollbringen. Der höhere Zweck verpflichtet; er verlangt, daß die Arbeitskraft für ihn diszipliniert eingesetzt wird.

Die Begriffe Dienst, Disziplin, Pflicht, die die Vorstellungswelt des Soldaten von jeher beherrschen, sind in unserem Staate auch richtunggebend für das gesamte Arbeitsleben geworden. Ja, die Begriffsübertragung aus dem Bereich des Soldatischen in den der Arbeit hat im Laufe der letzten Jahre einen bemerkenswerten Umfang angenommen und dürfte gewiß noch nicht ihren Abschluß gefunden haben. Ich erinnere nur an Worte wie Arbeitsfront, Arbeitseinsatz, Arbeitsschlacht, Arbeitskamerad, Soldat der Arbeit usw.

Mögen solche Begriffsübertragungen auch nicht in jedem Fall geglückt erscheinen, so handelt es sich hierbei doch nicht um ein leeres Spiel mit Worten, sondern es liegt ihnen durchaus ein tieferer Sinn zugrunde. Diese Begriffsübertragungen deuten nämlich an, daß unser Arbeitsleben einen entscheidenden Bedeutungswandel durchgemacht hat.

Die Werte schaffende Arbeit und das Arbeitsverhältnis sind in weitem Maß aus der Sphäre des Privaten in die der öffentlichen Verpflichtung übergegangen. Dies hat zur Folge, daß für den Staatsdienst geltende Normen und Methoden sich auch im Arbeitsleben durchsetzen und daß beide Bereiche sich einander erheblich nähern. Wenn dabei gerade das Soldatische der organisierten Arbeit in mancher

<sup>1)</sup> Vortrag auf der Tagung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute am 28. Juni 1941 in Düsseldorf. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

Hinsicht zum Vorbild wird, so hat dies hauptsächlich seinen Grund in dem hohen Ethos des Soldatentums und in der soldatischen Disziplin, die es ermöglicht, Menschenmassen zu führen und zweckvoll einzusetzen. Darüber hinaus aber ist die Entlehnung von Begriffen aus der Welt des Soldaten gewiß ein beredtes Zeichen für die Wehrgesinnung der zur Erhaltung und Verteidigung unseres Volkslebens organisierten nationalen Arbeit.

Im Zeitalter des totalen Krieges haben Technik und Wirtschaft einen Wehrauftrag zu erfüllen, von dessen Durchführung die Erfolge der Wehrmacht in höchstem Maße abhängig sind. Durch diesen Wehrauftrag gewinnt die Welt der Technik und der Arbeit mit der des Soldaten ihre unmittelbare Berührung. Denn die Kriegsmittel, die der Ingenieur konstruiert und der Arbeiter herstellt, dienen dem Soldaten für den kämpferischen Einsatz. Durch den Soldaten wird die Leistung des Ingenieurs und des Arbeiters zum Erfolg geführt, durch ihn gelangen Erfindergeist, scharfsinnige Planung und hingebende und verantwortungsbewußte Arbeit zur eigentlichen Wirkung. Oder umgekehrt ausgedrückt: Ingenieur und Arbeiter ermöglichen dem Soldaten durch ihre Leistung den Sieg.

Die gewaltige Bedeutung, die die Technik für die neuzeitliche Kriegführung erlangt hat, fordert auch vom Soldaten ein bestimmtes Maß an technischem Verständnis. Unwillkürlich wird er durch den Gebrauch der Maschinenwaffen und des Geräts in den Bann der Technik gezogen. Von seinem technischen Verständnis und seinem Verhalten hängt es ab, ob die ihm anvertrauten Kriegsmittel jederzeit einsatzfähig sind. Er befindet sich ihnen gegenüber also in einem ähnlichen Verhältnis wie der Arbeiter zu der Maschine, die seiner Pflege überantwortet ist. Diese etwa gleichen Pflichten gegenüber dem technischen Gegenstand verlangen vom Soldaten und Arbeiter auch eine verwandte Einstellung. Verantwortungsbewußtsein, Sauberkeit, Umsicht, Zuverlässigkeit und sachliches Denken bilden die Voraussetzungen, die hier erfüllt sein müssen.

Ich habe in meinen bisherigen Ausführungen darzustellen versucht, wie sich in unserem Zeitalter mannigfache Berührungspunkte und Verbindungen zwischen der Welt der Arbeit und der des Soldatentums ergeben und wie gerade die Technik durch den Einfluß, den sie auf die neuzeitliche Kriegführung ausübt, diese Verbindungen besonders vertieft. Wo solche Bindungen zwischen zwei Bereichen bestehen, müssen auch die Anforderungen, die in diesen beiden Bereichen an die Menschen gestellt werden, einander im wesentlichen entsprechen. Ist der Dienstgedanke im Arbeitsleben leitender Grundgedanke, regelt sich die Arbeit in strenger Arbeitsdisziplin; und ist sie in einer wehrhaften Absicht organisiert, dann sind die sittlichen Grundlagen unserer nationalen Arbeit mit denen der Wehrmacht im wesentlichen identisch. Dies wiederum aber würde bedeuten, daß im Hinblick auf diese Grundlagen auch die Forderungen beider Bereiche an die Jugenderziehung im großen ganzen übereinstimmen müssen.

Daß dem tatsächlich auch so ist, ist mir aus Besprechungen mit führenden Persönlichkeiten unseres Wirtschaftslebens und aus dem einschlägigen Schrifttum bekannt. Ich weiß um die Sorgen, die heute die verantwortlichen Stellen der Technik und Wirtschaft etwa wegen des Ingenieurwachstums bewegen, und ich konnte dabei auch feststellen, daß die Erziehungs- und Bildungsprobleme von diesen Stellen mit der gleichen Sorge und auch im ganzen in der gleichen Blickrichtung betrachtet werden wie von der Wehrmacht.

Wenn ich nunmehr vor Ihnen, meine Herren, die Forderungen entwickle, die die Wehrmacht an die Jugenderziehung stellen muß, so darf ich wohl annehmen, daß Sie aus

den genannten Gründen den Bemühungen der Wehrmacht um die Jugenderziehung Ihr Interesse nicht versagen werden. Es würde mich freuen, wenn Sie zudem aus meinen Ausführungen den Eindruck gewinnen könnten, daß die Bemühungen der Wehrmacht in diesen wichtigen Fragen denen der Technik und Wirtschaft nicht nur nicht zuwiderlaufen, sondern sie gleichzeitig unterstützen und fördern.

Die Erziehung und Bildung der deutschen Jugend ist für die Wehrmacht ein zentrales und vitales Problem, und dies aus einem allgemeinen wie aus einem besonderen Grunde.

Der allgemeine Grund liegt in den Anforderungen, die der totale Krieg an das gesamte Volk und seine Leistungs- und Widerstandskraft stellt, der besondere Grund in der laufenden Bereitstellung eines für die Bedürfnisse der Wehrmacht entsprechend vorgebildeten Ersatzes.

Die Schlagkraft der Wehrmacht ist im Zeitalter des technisierten totalen Krieges von sehr viel mehr Faktoren abhängig, als dies in früheren Zeiten der Fall war. Noch vor wenigen Generationen war die Armee im Kriege von der Heimat und ihren Verhältnissen im wesentlichen unabhängig. Front und Heimat waren getrennte Welten. Der Krieg wurde rein auf dem Schlachtfeld geführt und entschieden. Und doch hat man bereits zur Zeit der deutschen Einigungskriege gewußt, welche Bedeutung der Volksbildung und Volkserziehung für die Kriegführung zukommt. Sie alle kennen den Ausspruch, daß der preußische Volksschullehrer im Grunde die Schlacht von Königgrätz gewonnen habe.

Im technisierten totalen Krieg der Gegenwart sind Front und Heimat keine getrennten Welten mehr. Jeder einzelne in der Heimat, ob Mann oder Frau, ob Junge oder Mädchen, ist mehr oder weniger in den Krieg eingeschaltet. Er hat aktiv im Kriegsgeschehen zu wirken oder doch die an ihn herantretenden Entbehrungen und Schwierigkeiten zu überwinden und zuweilen auch Gefahren durch Feindeinwirkung zu bestehen. So ist das ganze für den Krieg organisierte Volk mit der kämpfenden Wehrmacht eng verbunden und hat ihr Kräfte und Kriegsmittel zuzuführen.

Nüchtern betrachtet ist eine solche totale Mobilmachung, die für eine hochtechnisierte Kriegführung unerlässlich ist, nicht nur ein ungeheurer Kräftequell für die kämpfende Front, sondern sie bedeutet auch anderseits ein beträchtliches Risiko für die Wehrmacht.

Sie wissen, meine Herren, wie jedes Versagen der Heimat sich im modernen Krieg mittelbar oder unmittelbar auf die Front auswirkt und wie umgekehrt der opferwillige Einsatz des Gesamtvolkes für den Krieg die Kampfkraft der Truppe unendlich zu stärken vermag.

Bewährung und Versagen in den Aufgaben, die der Krieg jedem einzelnen stellt, ist gewöhnlich eine Frage des Charakters und damit auch der Charaktererziehung. Ueberlegenheit oder Unterlegenheit in der Kriegführung und in der Bereitstellung ihrer Mittel ist neben dem Charakterproblem eine Frage der geistigen Leistungsfähigkeit und des Könnens und damit auch der Geistes- und Bildungsschulung und des Bildungsstandes. Mit entscheidend sind ferner der körperliche Zustand und die körperliche Leistungskraft und damit auch die Leibeserziehung.

Die Kriegführung ist im totalen Kriege also nicht nur vom Stand der Ausbildung und Erziehung des Soldaten abhängig, sondern von der Erziehung und Bildung des Gesamtvolkes überhaupt. Das Erziehungs- und Bildungsproblem hat damit für die Wehrmacht, die in erster Linie die Verantwortung für die Kriegführung trägt, eine Bedeutung erlangt, die es ehemals nie besessen hat. An dieser ausschlaggebenden Bedeutung wird sich auch für die Zu-

kunft nichts ändern. Die Wehrmacht hat daher nicht nur das Recht, sondern auch die Pflicht, ihre Forderungen allen Erziehungs- und Bildungseinrichtungen gegenüber so weit geltend zu machen, als dies die bestmögliche Sicherstellung der militärischen Schlagkraft verlangt.

So viel über den allgemeinen Grund, der die Wehrmacht veranlaßt, sich mit den Fragen der Erziehung und Bildung unserer Jugend zu befassen!

Ich komme nunmehr zu dem besonderen Grund: der laufenden Bereitstellung eines für die Bedürfnisse der Wehrmacht entsprechend vorgebildeten Ersatzes. Die Forderungen, die die Wehrmacht hier stellen muß, gelten jedoch nicht nur im Hinblick auf diesen speziellen Zweck, sondern für die gesamte Jugenderziehung, also auch sinngemäß angewandt für die Mädchenerziehung.

Der Führer hat in seinem Buch „Mein Kampf“ gesagt: „Das Heer hat als letzte und höchste Schule vaterländischer Erziehung zu gelten.“ Dabei stellt er die allgemeine Forderung, „in dieser Schule den Knaben zum Mann zu wandeln“. Hieraus geht klar hervor, daß diese militärische Schule etwas Besonderes darstellen muß, daß sie gewissermaßen die Krönung der bisher geleisteten Erziehungsarbeit an dem jungen Deutschen ist.

Es wäre daher ein großer Irrtum, zu glauben, daß die Erziehungsaufgabe der Wehrmacht lediglich darin besteht, den jungen Mann in eine einheitlich äußere Form zu bringen und ihm das notwendige Maß handwerklicher Waffenkenntnis zu vermitteln.

Eine solche Auffassung würde das Wesen unserer soldatischen Erziehung völlig verkennen, denn in unserem nationalsozialistischen Reich ist Wehrausbildung ohne eine umfassende Erziehung nicht zu denken.

Der Soldat unserer Zeit ist kein seelenloses Kommißprodukt, sondern er wird erfaßt in seiner ganzen Persönlichkeit und ist nicht Werkzeug, sondern Träger einer Idee.

Seine Vorstellungswelt ist die Vorstellungswelt des Volkes, und die physische und seelische Kraft der Nation soll in ihm ihre Spitze haben. Deshalb ist er auch nicht zu einem Sonderdasein aus Volk und Staat herausgelöst, sondern ist ein Teil ihres Körpers. In ihm lebt das Ganze, und mit ihm steht und fällt das Ganze, und jeder Angriff auf den Soldaten zielt auf die Nation. Aber Soldat sein ist auch nicht mehr die Aufgabe von zwei Lebensjahren, sondern eine Haltung des Gesamtvolkes, die sich im Waffenträger am stärksten verkörpert.

Vergegenwärtigt man sich so das Bild des deutschen Soldaten unserer Zeit, dann lassen sich auch von ihm aus bestimmte Folgerungen für den Erziehungsverlauf unserer männlichen Jugend vor ihrem Eintritt in die Wehrmacht ableiten.

Bei den hohen und vielseitigen Anforderungen, die die moderne Waffentechnik und die neuzeitlichen Kampfverfahren an Führer und Mann stellen, ist eine Ausrichtung und intensive Vorbereitung des deutschen Jungen auf die Aufgaben, die ihm einst als Soldaten erwarten, unerlässlich. Anderenfalls könnte die Wehrmacht nicht in zwei Dienstjahren den ihr zugedachten Erziehungserfolg erreichen. Es muß also um dieses Zieles willen gründliche Vorarbeit geleistet werden.

Die Erziehung unserer Jugend vollzieht sich gewissermaßen am „laufenden Band“.

Sie erfaßt den jungen Deutschen in den frühesten Lebensjahren und begleitet ihn bis zum Tage seines Eintritts in die Wehrmacht. Elternhaus — Schule — Jungvolk — Hitlerjugend — Reichsarbeitsdienst und S.A. sind an ihr beteiligt. Nach der Ableistung des Wehrdienstes ist die Erhaltung der Wehrfähigkeit eine wichtige

Aufgabe, die Truppe und S.A.-Wehrmannschaften gemeinsam zu leisten haben.

Man kann also bei umfassender Auslegung des Wortes „Soldat“ wohl sagen: Der männliche Deutsche wird mit seiner Geburt Soldat und hört erst auf es zu sein, wenn er zur „großen Armee“ abberufen wird.

Es erscheint daher als selbstverständliche Forderung, daß die gesamte Erziehungs- und Bildungsarbeit, die vor dem Wehrdienst am jungen Deutschen geleistet wird und in irgendeinem mittelbaren oder unmittelbaren Zusammenhang mit seinem Wehrdienst steht, nicht nur ein klares Endziel, sondern auch eine einheitliche Ausrichtung und einen logischen Aufbau braucht.

Die hohen Anforderungen und die Kürze der Zeit übertragen keine grundsätzlichen Widersprüche, keine fühlbaren Lücken oder Sprünge, keine überflüssigen Wiederholungen.

Beim Durchlaufen der verschiedenen Erziehungseinrichtungen darf der Jugendliche nicht das Gefühl haben, daß die an seiner Erziehung nacheinander oder gleichzeitig arbeitenden Stellen verschiedene Grundauffassungen haben, daß man ihn mehrfach „umschaltet“ und daß man unter Umständen nach verschiedenen Lesarten immer wieder erneut von vorn anfängt.

Soll das Endergebnis aus einem Guß sein, so muß es zunächst auch die Erziehungs- und Ausbildungsarbeit selbst sein.

Daß dieser Zustand noch nicht erreicht ist, ist weder ein Geheimnis noch in Zeiten einer so gewaltigen Neugestaltung unseres Volks- und Staatslebens, wie sie die nationalsozialistische Revolution bewirkt hat, verwunderlich. Es muß aber auch festgestellt werden, daß wir diesem Ziel in letzter Zeit merklich nähergekommen sind. Der Krieg war hierbei ein tatkräftiger Helfer, und es wird zweckmäßig sein, diesen Helfer im Interesse der Sache weitgehend einzuspannen.

Durch klare Zielsetzung, logischen Aufbau, eindeutige Aufgabenzuweisung ist der Erziehungsverlauf formal bestimmt. Die sachbezogenen Forderungen an die Jugenderziehung und -bildung lassen sich jedoch nicht in gleicher Weise festlegen. Sie hängen ab von den sich wandelnden Aufgaben, die die Lebenswirklichkeit in ihrem geschichtlichen Werden an unser Volk stellt. Es ist daher für die Zukunft auch nicht anzunehmen, daß ausgerechnet nach einem Kriege die Wünsche der Wehrmacht hinsichtlich der vormilitärischen Erziehung in allen Einzelheiten unverändert bleiben werden.

Diese Wünsche und Forderungen laufend geltend zu machen aber ist Pflicht der Wehrmacht, die für ihre Schlagkraft und damit für die Sicherheit des Reiches die Verantwortung trägt.

Worauf hat sich nun die vormilitärische Erziehung zu erstrecken und wie verteilen sich innerhalb des Gesamt-erziehungsplanes die einzelnen Erziehungsaufträge?

Jede erzieherische Formung zur Persönlichkeit hat sich grundsätzlich zu erstrecken auf

#### Körper, Charakter und Geist!

Nur die gleichbewertende Förderung dieser drei Faktoren ergibt das Persönlichkeitsbild und damit die Möglichkeit eines Gesamturteils über den zu erziehenden jungen Menschen. Das heißt: Kein Erzieher darf das eine vom anderen trennen, sonst kommt er zu einem falschen Urteil über die Gesamtpersönlichkeit.

Es nutzt z. B. gar nichts, wenn im Erziehungsgang der Schule für die Gesamtbeurteilung eines Jungen der Lehrer nur bestätigen kann, daß der Betreffende deswegen ein brauchbarer Junge ist, weil er gute Schularbeiten liefert. Nein, nicht nur auf den „guten Schüler“ kommt es an,

sondern auf den für alle Forderungen des Lebens „aufgeschlossenen und brauchbaren Jungen“.

Ein Lehrer, der nicht zugleich den Jungen beim Sport und in seiner ganzen weltanschaulichen und charakterlichen Einstellung beobachten, prüfen und erziehen kann, wird niemals ein wahrer Erzieher sein.

Der Führer hat in seinen „Erziehungsgrundsätzen des völkischen Staates“ in klarer Erkenntnis „das Heranzüchten kerngesunder Körper“ zur primären Forderung gemacht.

„Mens sana in corpore sano“ ist ein altes wahres Wort; und es scheint nur natürlich und verständlich, wenn die Forderung nach dem gesunden Körper, nach körperlicher Ertüchtigung von Jugend auf in den Vordergrund gestellt wird.

Die Wehrmacht braucht kerngesunde, zähe, ausdauernde, gelockerte und nicht verkrampfte oder verbildete Soldaten.

Für sie ist der Sport Mittel zum Zweck, nämlich um letzten Endes den harten, mutigen und gewandten Kämpfer ins Gefechtsfeld schicken zu können. Diese körperlichen Eigenschaften bedürfen des laufenden Trainings von Jugend an, nach Aufnahme in die Hitlerjugend unter besonderer vormilitärischer Ausrichtung auf die Wehrmacht.

In diesem Zusammenhang sei bemerkt, daß auch die Arbeitspädagogik die hohe Bedeutung der Leibesübungen für den Arbeiter klar erkannt hat, da Arbeitsfähigkeit und Arbeitsdauer, Gewandtheit und Selbstzucht gerade durch sie besonders gefördert werden können.

Bereits in früher Jugend sollte im Elternhaus die körperliche Erziehung des Kindes einsetzen. Die einfachsten Formen sind hier am Platze.

Kommt das Kind zur Schule, so bedarf es aus den bereits erwähnten Gründen auch in diesem Erziehungsbereich einer, aber nun planmäßigen und vernünftig geregelten Körpererziehung. Da der Schwerpunkt des Auftrages für die Schule in der Verstandesbildung und Kenntnismittlung liegt, hat die Körpererziehung hier ihre Grenzen.

Aussetzen oder freiwillig sein darf sie jedoch unter keinen Umständen. Im Gegenteil, die Schule muß auch hier die Grundlage für den weiter folgenden Aufbau der Leibeserziehung legen. Hierzu ist ein dem fortschreitenden Alter der Jugend entsprechender planmäßiger Aufbau für das ganze Reich notwendig. Die Pflege des Sports, der außer zur Beweglichkeit vor allem zu fairem Verhalten und guter Kameradschaft erzieht, sollte ferner ihre besondere Aufgabe sein.

Altersgemäß gleichgeschaltet mit der Schule sind Jungvolk und Hitlerjugend. Für sie ist die planmäßige Förderung in der körperlichen Erziehung eine besonders wichtige Aufgabe. Auch in ihr muß sich ein ganz bestimmter Aufbau verwirklichen, dessen von der Reichsjugendführung befohlene Durchführung im Interesse der Wehrmacht in einheitlicher Weise erfolgen muß.

In diesem Erziehungsbereich wird dem Wettkampfsport wie der körperlichen Wettkampfleistung überhaupt der Vorzug eingeräumt. Sachgemäße Anleitung, die Uebertreibungen und damit Gesundheitsschädigungen ausschließt, ist jedoch bei dieser Form des Sports besonders unerlässlich. Das gute Einvernehmen zwischen Heer und Hitlerjugend hat hierin schon erfreuliche Ergebnisse gezeitigt.

Die Leistungsprüfungen zum Erwerb bestimmter Leistungsscheine sind vom Standpunkt der Wehrmacht aus durchaus zu begrüßen. Sie bieten jedoch nur dann eine Gewähr für den tatsächlichen Leistungsstand, wenn das Ausbildungs- und Aufsichtspersonal einheitlich vorgebildet und in gleicher Weise urteilsfähig ist.

Beim Arbeitsdienst dienen die Leibesübungen den besonderen Zwecken dieser Organisation. Es kommt hier darauf an, daß die jungen Leute durch ihre Arbeit nicht einseitig verkrampft werden und daß daher gerade als Ausgleich zur Arbeit und im Hinblick auf den bevorstehenden Wehrdienst möglichst viel Lockerungssport getrieben wird.

Was hier für den Arbeitsdienst gesagt ist, gilt selbstverständlich für das Arbeitsleben überhaupt, das die körperlichen Kräfte im Arbeitsprozeß meist einseitig in Anspruch nimmt und ohne den Ausgleich der Leibesübungen oft genug körperliche Schädigungen und Mißbildungen hervorrufen würde. Es sei in diesem Zusammenhang nur an die durch ihre Arbeit besonders geprägten Berufstypen erinnert, die durch ihre körperlichen Fehler und Schwächen und ihre Einseitigkeit im Volkshumor eine so große Rolle spielen.

Für alle Erziehungsstationen mögen in bezug auf die körperliche Ertüchtigung die folgenden hier kurz zusammengefaßten grundsätzlichen Forderungen gelten:

1. Die Gesundheit steht an erster Stelle. Also keine Uebertreibungen.
2. Planmäßigkeit im Aufbau dem Alter entsprechend.
3. Absolute Einheitlichkeit.
4. Anlehnung an die für die Wehrmacht geltenden Vorschriften für Leibesübungen.

„In zweiter Linie hat der völkische Staat die Bildung des Charakters in jeder Weise zu fördern“, schreibt der Führer in seinem Buch.

Für den Soldaten, insbesondere für den soldatischen Führer, ist der Charakter von entscheidender Bedeutung. Charakterliche und seelische Eigenschaften sind zwar angeboren, sie können aber durch Erziehung stark beeinflusst werden. Auch hier muß die Wehrmacht Grundforderungen stellen.

Es sind in erster Linie folgende Tugenden zu pflegen: Mut, gesundes Ehrgefühl, gesunder Ehrgeiz, unbedingte Wahrheitsliebe, Ehrlichkeit, Zuverlässigkeit, unbedingter Gehorsam, Autoritätssinn, Taktgefühl, Bescheidenheit, Ordnungssinn, Pünktlichkeit, Sauberkeit, Pflichtbewußtsein, Entschlußkraft, Verantwortungsfreudigkeit, Härte, Einsatzbereitschaft, Opferbereitschaft, Verschwiegenheit, Unbestechlichkeit, Treue. Die Erziehung zu den genannten Tugenden fassen wir zusammen unter dem Begriff „Zuverlässigkeitserziehung“.

Auch im Hinblick auf die Charaktererziehung gehen die Forderungen des Arbeitslebens mit denen der Wehrmacht Hand in Hand. Die Leistungen unserer hochtechnisierten Wirtschaft sind nicht denkbar ohne die Entwicklung der Arbeitstugenden, wie Exaktheit, Planmäßigkeit, Sauberkeit, ohne Dienstbereitschaft, Arbeitswilligkeit, Unterordnungs- und Hilfsbereitschaft und Arbeitsdisziplin. Zudem verlangt die für den totalen Krieg produzierende Wirtschaft vom Arbeiter ein tiefes Verantwortungsbewußtsein gegenüber der Nation, Wehrbereitschaft, Verschwiegenheit und Werk-treue.

Es würde nicht genügen, finge man erst mit dem Eintritt in den Wehrdienst oder in den Beruf an, diese Eigenschaften zu üben und zu pflegen. Alle Erziehungsstationen müssen sie aufbauen und steigend vorbereiten und immer mehr festigen.

Ein Kind, das nicht schon im Elternhaus in diesen für das Leben und besonders für den Wehrdienst unbedingt notwendigen Tugenden von vornherein erzogen wird, hat im nationalsozialistischen deutschen Volksleben immer Schwierigkeiten und Nachteile. Es ist wichtig, die Eltern hierüber immer wieder aufzuklären; das liegt im Staats- und Volksinteresse. Denn so wie der Mensch als Kind

charakterlich erzogen ist, so wird er sich später als Erwachsener in der Volksgemeinschaft auswirken.

In der Schule muß der Jugend der Wert der charakterlichen Tugenden zu überzeugendem Verständnis und zur Einsicht gebracht werden. Das heißt: Fortschreitend und sich steigernd muß in der Jugend die Ueberzeugung entstehen, warum diese Erziehung an ihr vollzogen wird und vollzogen werden muß.

Sie muß an Ursache und Wirkung verstehen lernen, daß es sich hierbei um überindividuelle, das Gedeihen von Volk und Staat bestimmende Werte handelt, denen gegenüber alle eigensüchtigen Regungen zu verstummen haben, und denen gegenüber jeder einzelne sich auch in den schwersten Lebenslagen bewähren muß. Die charakterlich einwandfreie Haltung des einzelnen ist im Kriege häufig genug gleichbedeutend mit „Blutsparen“. Umgekehrt aber kann eine scheinbar kleine Unzuverlässigkeit, auf das soldatische Leben übertragen, zu nicht wieder gut zu machendem Unglück führen. Eine unzutreffende Meldung etwa, die auf Fahrlässigkeit oder mangelndem Wahrheitssinn beruht, kann die Führung eines Gefechts unheilvoll beeinflussen und Blutopfer verursachen, die sich sonst hätten vermeiden lassen.

Dasselbe, was hier für die Belange der Schule ausgeführt wurde, gilt sinngemäß auch für die Hitlerjugend.

Außer den Forderungen hinsichtlich der körperlichen Ertüchtigung und Charaktererziehung hat die Wehrmacht auch Forderungen, die die Schulbildung betreffen, zu stellen. Hier gilt das mahnende Wort des Führers, das er einmal den Offiziersanwärtern gegenüber ausgesprochen hat: „Wissen und Können sind die Voraussetzungen zur Tat.“

Der Soldat unserer Zeit braucht bestimmte Wissensgrundlagen, um den Anforderungen des Wehrdienstes gerecht zu werden. Desgleichen ist auch beim einfachen Mann eine hinreichende Ausbildung der Verstandeskkräfte unerlässlich. Haben sich doch die Anforderungen, die heute an den Soldaten herantreten, infolge der Vielseitigkeit des Wehrdienstes und infolge der Entwicklung der verschiedenen Waffen gegenüber früher erheblich gesteigert! Ganz besonders gefordert werden muß eine gute Allgemeinbildung des Führernachwuchses.

Die Wehrmacht erhält ihren Offiziersnachwuchs, sowohl den aktiven als auch den Reserveoffiziersnachwuchs, in der Regel von der höheren Schule, von der Oberschule oder vom Gymnasium. Wir verlangen auch entsprechend unseren Erfahrungen von den Bewerbern für die aktive Offizierslaufbahn dem Grundsatz nach das Reifezeugnis. Werden hier Ausnahmen gemacht, so geschieht dies nur bei Soldaten, die ihre besonderen Führeigenschaften und geistigen Fähigkeiten unter Beweis gestellt haben und so Gewähr dafür bieten, daß sie den hohen Anforderungen des Offizierberufs voll entsprechen. Muß doch der soldatische Führer im Zeitalter der allgemeinen Wehrpflicht, wo sich der Ersatz aus allen Bildungsschichten des Volkes zusammensetzt, vor der Front auch in bildungsmäßiger Hinsicht volle Anerkennung und Achtung finden.

Mit der entscheidendste Faktor für die Leistungsfähigkeit einer Truppe ist die Führung. Von ihr hängen Erziehung und Ausbildung und das durch sie erreichte Ziel und zugleich Anlage und Durchführung des Einsatzes der Truppe im Gefecht ab. Der Führer wird seiner Stellung nach stets zum Vorbild werden, zum guten oder zum schlechten. Er muß das Vertrauen seiner Truppe besitzen. Sein Beispiel ist in schwierigen Lagen ausschlaggebend. Stärkt eine sorgfältige Ausbildung das Selbstvertrauen des einzelnen Mannes, so gibt ihm die beispielhafte Haltung

des Führers die Zuversicht in die Notwendigkeit der gefaßten Entschlüsse und die Durchführbarkeit der gestellten Aufgaben.

Die Anforderungen, die an den soldatischen Führer gestellt werden müssen, sind vielseitig und hoch zugleich. Die Aufgaben, die bereits der junge Offizier als Erzieher, Ausbilder und Führer zu erfüllen hat, setzen neben seinem Persönlichkeitswert und seiner körperlichen Leistungskraft nicht unbeträchtliche geistige Fähigkeiten und solide Wissens- und Bildungsgrundlagen voraus.

Das Wort „Zum Offizier oder Unteroffizier reicht es gerade noch“ hat längst jede Berechtigung verloren. Es muß insbesondere vom jungen Offizier verlangt werden, daß er zu präzisiertem und konzentriertem Arbeiten erzogen ist. Er muß folgerichtig denken und einen bestimmten Stoff richtig auffassen und darstellen können. Klarheit und Treffsicherheit des Ausdrucks und Einfachheit des Schreib- und Redestils müssen ihm zur Gewohnheit werden. Neben den Kenntnissen, die der Dienst von ihm verlangt, muß er über gediegene Bildungsgrundlagen verfügen. Desgleichen wird von ihm erwartet, daß er geistig regsam genug ist, um sich sowohl für den Dienst als auch außerdienstlich weiterzubilden.

Diese Fähigkeiten und Kenntnisse müssen bereits beim Fahnenjunker oder Offizieranwärter im wesentlichen vorausgesetzt werden.

Welche Aufgaben erwachsen nun der höheren Schule, von der in der Regel der Offiziersnachwuchs stammt, für die Vorbereitung dieses Nachwuchses?

Ich darf mich bei dieser Frage auf einige Bemerkungen beschränken, die die bereits erörterten grundsätzlichen Feststellungen zum Problem der körperlichen, charakterlichen und geistigen Erziehung ergänzen sollen. Was an diesen Feststellungen auf alle Schulen zutrifft, gilt selbstverständlich in besonderem Maße für die höheren Schulen, in denen ja mit der wichtigste Teil des Führernachwuchses unseres Volkes herangebildet wird.

Neben gesicherten elementaren Wissensgrundlagen muß die Wehrmacht in erster Linie eine sorgfältige Schulung der Verstandeskkräfte fordern, die zu logisch folgerndem Denken und geistiger Regsamkeit führt, sowie eine Erziehung zu selbständigem Arbeiten, die zugleich Freude an geistiger Tätigkeit weckt. In diesem Satz ist alles Wünschenswerte im Hinblick auf die geistige Ausbildung, die die höhere Schule vermitteln soll, zusammengefaßt.

An einer Ausweitung des Unterrichtsstoffes der höheren Schule auf militärwissenschaftliche Gebiete zur Vorbereitung auf den Offizierberuf kann der Wehrmacht nichts gelegen sein. Im Gegenteil: sie würde, was den Unterrichtsstoff überhaupt betrifft, eine Beschränkung auf das Wesentliche nur begrüßen und alle Mittel guthießen, die der schon seit Generationen fortschreitenden Bildungszersplitterung und der mit ihr Hand in Hand gehenden Ausweitung des Unterrichtsstoffes Erfolg versprechend Einhalt gebieten.

Von einer allzu starken Beeinflussung der Stoffpläne durch die Bedürfnisse des Berufslebens ist in einem Zeitalter der beruflichen Spezialisierung nichts Ersprößliches zu erwarten. Sie führt letztlich doch nur zur Stoffvermehrung oder Stoffzersplitterung, bringt Unsicherheit in den Unterrichtsaufbau und beeinträchtigt so den Erziehungs- und Bildungserfolg der höheren Schule.

Hier scheint also eher Zurückhaltung am Platze, will man nicht der Halbbildung und oberflächlichem Einzelwissen Vorschub leisten. Die gleichen Nachteile würden sich aus einer falsch verstandenen Aktualisierung des Unterrichtsergebnis ergeben, so sehr andererseits dessen lebensnahe Gestaltung als selbstverständliche Forderung Gültigkeit haben muß.

Stoffliches Wissen hat nur dann einen bildenden Wert, wenn es geistig verarbeitet und nicht nur angelernt ist. Der Umfang an Wissen kann an und für sich nicht entscheidend sein. Ja, der Erziehung zu konzentriertem geistigem Arbeiten und dem Erwecken lebendiger geistiger Interessen ist die Vermittlung von Stoffwissen nur insoweit förderlich, als sie in angemessener Weise erfolgt. Das Vielerlei zerstreut und ermüdet zugleich und verhindert so die geistige Auseinandersetzung mit dem Stoff, die letzten Endes der Zweck des Lernens ist. Ein Vielerlei an Einzelwissen ist weder der Wehrmacht noch einem zivilen Beruf von Nutzen. Unerläßlich aber sind geistige Frische und Wendigkeit und ein geschulter Verstand, der das Wesentliche sicher erfaßt und soweit auch ein zunächst fremdes Aufgabengebiet rasch zu bewältigen vermag.

Ich habe Ihnen nunmehr in großen Zügen die Forderungen entwickelt, die die Wehrmacht an die vormilitärische Erziehung und Bildung der deutschen Jugend stellen muß. Dabei habe ich das Studium an den Hochschulen und Universitäten nicht erwähnt. Und dies mit gutem Grund. Beginnt ja der Student das Hochschulstudium gewöhnlich erst nach der Ableistung seiner militärischen Dienstpflicht. Die Ausbildung, die er an der Hochschule erhält, ist also keine vormilitärische, sondern eine Ausbildung, die — und das betrifft die Mehrzahl der Studenten — den Wehrdienst de facto voraussetzt, ohne allerdings auf ihm ausdrücklich aufzubauen.

Gleichwohl aber hat die Wehrmacht unter dem Gesetz des totalen Krieges, das unser Zeitalter bestimmt, auch Forderungen an die Hochschulen zu richten. Ist doch der Anteil, den die Hochschulen mittelbar und auch unmittelbar an der Kriegsvorbereitung und Kriegführung haben, vielfältig und von überragender Bedeutung. Sie sind mit die wichtigsten geistigen Zentren unseres Volkslebens und als Stätten der Forschung und Lehre Quellen seiner produktiven Kraft. Sind diese Quellen gestört oder auch nur von geringerer Ergiebigkeit als die geistigen Kraftquellen des Gegners, so kann sich dies im Krieg verhängnisvoll auswirken.

Man vergesse nicht, daß die moderne Technik, auf der unsere Kriegführung beruht, nichts anderes ist als in Materie umgesetztes intuitives und logisch folgerndes Denken! Sie kann auch nur allein aus den Denkräften und aus der Bewahrung der Erfahrungen von Generationen erhalten und fortentwickelt werden.

„Der Zustand der Nationen“, sagt Friedrich List, einer unserer größten deutschen Nationalökonomien, „ist eine Folge der Anhäufung aller Entdeckungen, Erfindungen, Verbesserungen, Vervollkommnungen und Anstrengungen aller Generationen, die vor uns gelebt haben; sie bilden das geistige Kapital, und jede einzelne Nation ist nur produktiv in dem Verhältnis, in welchem sie diese Errungenschaften früherer Generationen in sich aufzunehmen und sie durch eigene Erwerbungen zu vermehren vermag.“

Dieser idealistische Elan eines Friedrich List, der den Geist und Willen über die Materie setzt, indem er die Pflege und Vermehrung der produktiven Kräfte zur zentralen Aufgabe der Nation erhebt, muß gerade in unserer Zeit die Hochschulen in besonderem Maße beseelen. Es kommt meines Erachtens also darauf an, das geistige Vermächtnis, insoweit es lebendige Kräfte birgt, der heranwachsenden Generation mit aller Sorgfalt zu übermitteln und sie auf dieses Vermächtnis zu verpflichten.

Wenn die wissenschaftliche Materie dem Studierenden auch zuweilen spröde und unzugänglich, ja seelenlos erscheinen mag, so ist es doch sehr gefährlich und leichtfertig, unsere Wissenschaft als überlebtes „Alexandrinertum“ in

Bausch und Bogen abtun zu wollen. Es gehört zum geistigen Schicksal unserer Zeit, daß sich die meisten Wissenschaften äußerst spezialisiert und kompliziert haben. Aber nur so konnten sie uns die überlegenen Waffen liefern, mit denen wir heute den Feind schlagen.

Die Bereitstellung dieser Waffen setzt sorgfältige, oft entsagungsvolle wissenschaftliche Kleinarbeit voraus, die auch der Erfindergeist nicht entbehren kann. Wenn wir die besten Waffen der Welt besitzen, so verdanken wir dies nahezu ausschließlich der älteren Generation, die wissenschaftlich vorzüglich ausgebildet war und auch die erforderliche mühselige Kleinarbeit im Dienst einer großen Aufgabe als selbstverständlich auf sich genommen hat. Dies war idealistisch gedacht und gehandelt! Wollen wir die gewaltigen Aufgaben, die die Zukunft von uns verlangt, meistern, so wird der studentischen Jugend die gleiche unermüdete Auseinandersetzung mit dem Stoff ihrer Wissenschaften nicht erspart bleiben.

Zur Erhaltung der Wehrkraft unseres Volkes ist also zu fordern, daß Wissenschaft und Forschung auf den Hochschulen aller Art in ihrem Bestand erhalten und fortentwickelt werden, und daß der Forschernachwuchs bei sorgfältigster Ausbildung sichergestellt wird. Die moderne Wissenschaft ist ein sehr verfeinerter und damit auch ein leicht gefährdeter geistiger Organismus, der der Pflege bedarf. Jeder Eingriff von außen, jede Herabwürdigung ihrer geistigen Bedeutung kann sie in ihrem Fundament erschüttern und ihre kontinuierliche Entwicklung behindern.

Man mag vielleicht in den Bereichen der Kunst, in denen sich Seele und Geist am unmittelbarsten äußern, gewissermaßen immer wieder von vorn anfangen können, in den Wissenschaften jedenfalls ist dies nicht möglich. Wird hier ihre Kontinuität einmal unterbrochen, oder fehlen die Menschen, um an ihnen weiterzubauen, oder auch nur ihre Tradition aufrechtzuerhalten, so gehen die Wissenschaften, die ja in ihrem heutigen Bestand aber auch ihrem Wesen nach keine ursprünglichen Leistungen des Geistes sind, unweigerlich zugrunde; und es ist kaum vorstellbar, wie sie in absehbarer Zeit je wieder neu belebt und auf die alte Höhe gebracht werden sollen. Ich brauche nur daran zu erinnern, wie die antike Technik im frühen Mittelalter nahezu restlos verfiel und ihre Errungenschaften erst mit dem Beginn der Renaissance allmählich wieder neu entdeckt wurden, ja daß bestimmte antike Verfahrensweisen bis heute unbekannt geblieben sind.

Man könnte hier vielleicht einwenden, daß auch das europäische Mittelalter ein in sich geschlossener lebendiger Kulturorganismus gewesen ist, der selbst schöpferisch auf die Tradition der Antike verzichten konnte, und daß man daher auch heute mehr auf die schöpferische Kraft des Volkes vertrauen als sich um den Ballast der Tradition kümmern soll. Ein solcher Einwand wäre jedoch nicht stichhaltig, denn der Verlust der antiken Tradition war ein allgemeiner, wohingegen heute der Niedergang der Wissenschaften in einer Nation gewiß nicht den gleichen Niedergang in der gesamten zivilisierten Welt hervorrufen würde. Bei der Bedeutung, die den Wissenschaften für die Kriegführung zukommt, aber würde eine solche Nation nicht nur geistig, sondern auch militärisch abrüsten und sich der Willkür ihrer Nachbarn preisgeben.

Gestatten Sie mir, meine Herren, noch ein Wort zu der derzeitigen Lage der Geisteswissenschaften.

Man ist bei dem großen Interesse, das heute für die Technik besteht und das auch nur zu begrüßen ist, oft gern geneigt, gerade die Geisteswissenschaften zu unterschätzen und stiefmütterlich zu behandeln. Dabei vergißt man, wie

unser gesamtes Schulwesen von der Volksschule bis zur höheren Schule in weitem Maß auf ihren Leistungen beruht und wie auch die geistige und charakterliche Erziehung der Jugend ohne die Pflege der Geisteswissenschaften gar nicht vorstellbar ist. Die Gedankenwelt jedes einzelnen, ob dürftig oder weitumfassend, hat teil an ihren Auswirkungen.

Man vergißt ferner, daß auch Mathematik und Naturwissenschaften insbesondere der Philosophie viel zu danken haben und daß Geschichte und Philologie Helfer und Förderer aller übrigen Wissenschaften sind. Es gibt Kapazitäten der Technik und bedeutende Industrielle, also Männer des praktischen Lebens, die sich entschieden für das humanistische Gymnasium aussprechen. Sie sind von der Ueberzeugung durchdrungen, daß eine vorwiegend geisteswissenschaftlich orientierte Schulbildung auch für das praktische Leben förderlich ist, und daß sie für die technischen Berufe und das ihnen vorausgehende Studium die beste Grundlage bildet. Ich möchte in diesem Zusammenhang nicht verschweigen, daß auch das Heer auf Grund seiner Erfahrungen bei der Auswahl der Fahnenjunker zu der gleichen Anschauung gelangt ist. Der Wert endlich, der einer durch die Beschäftigung mit den Geisteswissenschaften gewonnenen Denkschulung für jede theoretische Besinnung, deren auch oft genug der Soldat bedarf, zukommt, verdient noch besondere Erwähnung.

Eine weitere Forderung, die die Wehrmacht an die Hochschulen zu richten hat, betrifft die Ausbildung des Nachwuchses für die gehobenen zivilen Berufe, also für die Ausbildung der Studierenden überhaupt.

Ich habe zu Beginn meines Vortrags darauf hingewiesen, wie der technisierte totale Krieg die gesamten Volkskräfte in Anspruch nimmt und wie jeder einzelne mehr oder weniger in das Kriegsgeschehen eingeschaltet ist. Dies betrifft in besonderem Maße die Führerschicht innerhalb des zivilen Sektors.

„Ihre Pflicht ist es“, wie sich der Herr Oberbefehlshaber des Heeres einmal ausgedrückt hat, „durch den Einsatz ihrer Persönlichkeit und ihrer Fähigkeiten dafür zu sorgen, daß die Verluste des Krieges, zumal die blutigen Verluste, sich möglichst niederhalten lassen und daß alle Vorbedingungen für den Erfolg der Waffen erfüllt sind.“

Dieser Wehrauftrag, der die studierende Jugend einst erwartet, fordert von ihr, daß sie ihr Studium aus einer sittlichen Verpflichtung der Volksgemeinschaft gegenüber auffaßt und daß sie unablässig bemüht ist, sich das Wissen anzueignen und die Fähigkeiten auszubilden, die sie zur Erfüllung jenes Auftrags benötigt.

Im Anschluß an diese Forderung kommt der Hochschule noch die besondere Aufgabe zu, die Studierenden mit der Bedeutung der einzelnen Wissenschaften für die Kriegführung vertraut zu machen.

Da die Mehrzahl der Studierenden vor Beginn ihres Studiums ihren Wehrdienst gewöhnlich abgeleistet hat und da heute und erst recht in den kommenden Jahren sich die Hörsäle mit jungen Männern füllen werden, die den Krieg an der Front erlebt haben, so wird der Hochschullehrer bei dieser Aufgabe stets mit dem besonderen Verständnis seiner Hörer rechnen können. Zudem liegt es im Interesse einer kontinuierlichen Erziehung und Ausbildung, wenn der junge Mann, der als Junge in allen Erziehungsbereichen im wehrgeistigen Sinne erzogen wurde und dann die Welt des Soldaten, ja sogar die des Krieges erlebt hat, auch auf der Hochschule eine Ausrichtung erhält, die seinem bisherigen Entwicklungsgang Rechnung trägt.

Selbstverständlich wird damit nicht einer Militarisation der Hochschule das Wort geredet. Es kommt vielmehr lediglich darauf an, daß die Studierenden aller Fakultäten

von geeigneten Lehrkräften in die Aufgaben eingeführt werden, die die einzelnen Wissenschaften und Disziplinen für die Kriegsvorbereitung und Kriegführung zu leisten haben.

Dies braucht gewiß nicht immer in der Form von Sondervorlesungen zu geschehen. Es dürfte genügen, wenn der Hochschullehrer die Fragestellung, welche Bedeutung seiner Wissenschaft für die Kriegführung zukommt, bei der Durchführung seiner Vorlesungen und Übungen als Richtlinien im Auge behält, den Lehrstoff unter diesem Gesichtspunkt behandelt und bei den Studierenden auch entsprechende Untersuchungen, gegebenenfalls auch Dissertationen anregt.

Die Bedeutung der einzelnen Wissenschaften und Disziplinen für die Kriegführung ist verschieden. Sie ist bei den Naturwissenschaften, der Medizin, den technischen Wissenschaftszweigen und den Sozial- und Staatswissenschaften besonders augenfällig. Mehrere dieser Wissenschaften leisten der Kriegführung unmittelbar praktische Hilfe, für andere von ihnen sind der Krieg und die durch ihn geschaffenen Verhältnisse zum mindesten Gegenstand ihrer Forschung. Es kann sich daher auch nicht um eine für die wissenschaftliche Ausbildung der Hochschuljugend abträgliche Ausweitung des Studiums handeln, wenn die Aufmerksamkeit der Studierenden auf das Verhältnis ihrer Wissenschaft zur Kriegführung gelenkt würde.

Aber auch bei den übrigen geisteswissenschaftlichen Disziplinen ist ein mehr oder weniger enger Konnex zum Kriegsgeschehen vorhanden, ohne daß er aus politischen Erwägungen erst besonders gefordert und hergestellt werden müßte. Philosophie, Geschichte, Pädagogik und Rechtswissenschaften etwa weisen genügend Berührungspunkte zu den Problemen der Kriegführung auf, die im Interesse der Landesverteidigung dem Studenten vor Augen geführt werden sollten. Welche hohe Bedeutung hier z. B. der Philosophie zukommen kann, dafür sind Fichtes letzte Vorlesungen aus dem Jahre 1813 Beweis genug.

Die Forderungen, die die Wehrmacht an die vormilitärische Jugenderziehung und an die Hochschulen richten muß, werden gewiß nicht aus engem Ressortegoismus erhoben. Verlangt doch der totale Krieg, daß die kämpfende Nation als eine Einheit betrachtet wird, in der jeder Teil seinen besonderen Auftrag erfüllt und in seiner Wirkung für das Ganze gewürdigt werden muß. Ich bin daher auch der festen Ueberzeugung, daß alle Vorbereitungen, die die Schulen und Hochschulen im Sinne der Forderungen der Wehrmacht treffen, nicht nur dem Wehrdienst, sondern der gesamten Nation zugute kommen.

Die Aufgaben, die uns alle erwarten, sind gewaltig. Zunächst gilt es, den Krieg, den wir jetzt führen, siegreich zu beenden. Dann aber gilt es, den errungenen Frieden zu sichern und zu bewahren. Das ist jedoch nur möglich, wenn auch im Kriege unverdrossen und in voller Hingabe ein leistungsfähiger und charakterlich wertvoller Führernachwuchs herangebildet wird, der die großen Aufgaben, die unser harren, zu meistern vermag.

Seien wir stolz auf unseren Führer, der in überragender Tatkraft und Schau deutsches Schicksal meistert. Wenn jeder deutsche Mensch seinen ganzen Glauben und seine volle Zuversicht in bedingungslosem Vertrauen zu unserem Führer einsetzt, werden wir siegen.

Seien wir stolz auf unsere tapferen Truppen, die sich gerade jetzt wieder unvergleichlich schlagen! Tun wir es ihnen gleich an treuer Pflichterfüllung, Einsatz- und Opferbereitschaft! Erkennen wir alle unseren Wehrauftrag, auch wenn wir in der Heimat unsere Pflicht erfüllen müssen:

Es gilt, den Sieg zu erringen,  
und es gilt, den Frieden zu gewinnen!

# Der heutige Stand der hitzebeständigen Walz- und Schmiedestähle.

Von Gerhard Riedrich in Krefeld.

[Bericht Nr. 555 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute\*].

*(Chemische Zusammensetzung, Zunderbeständigkeit, Wärmeausdehnung, Wärmeleitfähigkeit, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Kerbschlagzähigkeit, Biegefähigkeit und Dauerstandfestigkeit von hitzebeständigen austenitischen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Silizium-Stählen, ferritischen und ferritisch-austenitischen Chromstählen ohne und mit niedrigem Nickelgehalt und ferritischen Chrom-Silizium- und Chrom-Silizium-Aluminium-Stählen. Wirkungsweise der einzelnen Legierungsgehalte. Versprödung hitzebeständiger Stähle nach längerer Beanspruchung bei bestimmten Temperaturbereichen und ihre Ursache.)*

Die Verwendung hitzebeständiger Stähle in den verschiedensten Industriezweigen wie im Ofen-, Motoren-, Dampfkesselbau, in Glüherei-, Hütten-, Gas- und Glasbetrieben, in der chemischen, elektrischen und keramischen Industrie, in der Textil-, Zement- und Emailindustrie ist heute weit verbreitet. Hitzebeständige Stähle, gewalzt, geschmiedet oder gegossen, sind an Stelle von unlegiertem oder niedriglegiertem Stahl und keramischen Massen getreten, an Stelle von gewöhnlichem Stahl wegen der höheren Widerstandsfähigkeit und Festigkeit in der Wärme, wodurch nicht nur eine längere Lebensdauer, sondern auch Gewichtsverminderung, erhöhte Wärmeausnutzung und Vermeidung von Ausbesserungstillständen erreicht wurde, an Stelle von keramischen Massen wegen höherer Zähigkeit, besseren Wärmedurchgangs und leichter Ausbesserungsmöglichkeit.

Hitzebeständige Stähle kommen bei Temperaturbeanspruchungen von 550° und darüber zur Verwendung, denn unterhalb 550° hat auch unlegierter oder niedriglegierter Stahl, geschmiedet, gewalzt oder gegossen, genügende Widerstandsfähigkeit. Liegen unterhalb 550° Beanspruchungen durch Dämpfe und chemische Angriffsmittel vor, dann finden die nichtrostenden und säurebeständigen Stähle Verwendung. Diese werden jedoch auch bei Temperaturen bis zu 800 bis 900° benutzt, da sie Hitzebeständigkeit bis zu diesen Temperaturen aufweisen, beispielsweise die Stähle mit 14 % Cr bis 800°, mit 17 bis 18 % Cr bis 900° und die Stähle mit 18 % Cr und 8 % Ni bis 850°.

## Anforderungen an hitzebeständige Stähle.

An die hitzebeständigen Stähle werden entsprechend der mannigfachen Beanspruchungen verschiedene Anforderungen gestellt:

1. Widerstandsfähigkeit bei erhöhter Temperatur
  - a) gegen oxydierende Verbrennungsgase ohne besondere Angriffsmittel,
  - b) gegen reduzierende Verbrennungsgase ohne besondere Angriffsmittel,
  - c) gegen Verbrennungsgase mit besonderen Angriffsmitteln und
  - d) gegen geschmolzene Metalle, Metallegierungen, Salze und Gläser.
2. Möglichst hohe Festigkeit in der Wärme.
3. Möglichst gute Formbeständigkeit.
4. Hohe Unempfindlichkeit gegenüber wiederholter Erhitzung und Abkühlung.
5. Gute Schweißbarkeit.
6. Gute Formgebungsmöglichkeiten durch Biegen, Bördeln, Tiefziehen bei Raumtemperatur oder in der Wärme.
7. Besondere physikalische Eigenschaften.

Verständlicherweise kann man den vielseitigen Beanspruchungen nicht mit einem einzigen Stahl gerecht werden. Es stehen daher auch für Beanspruchungen innerhalb desselben Temperaturgebietes mehrere hitzebeständige Stähle zur Verfügung. Nach dem derzeitigen Stand der Forschung auf dem Gebiete der hitzebeständigen Stähle ist es möglich, daß jeder hitzebeständige Stahl den Anforderungen 1a, 4, 5 und 6 gewachsen ist. Daß jeder hitzebeständige Stahl Beständigkeit gegen oxydierende Verbrennungsgase ohne besondere Angriffsmittel bis zu einer bestimmten Temperatur aufweist, ist selbstverständlich. Ferner können gute Schweißbarkeit und gute Formgebungsmöglichkeit weitgehend gewährleistet werden, desgleichen große Unempfindlichkeit gegenüber wiederholter Erwärmung und Abkühlung. Letztes ist durch bestimmte Legierungsmaßnahmen, auf die noch eingegangen wird, zu erreichen. Die übrigen Anforderungen werden von einzelnen Stählen jeweils besonders erfüllt.

## Der Einfluß verschiedener Legierungselemente in den hitzebeständigen Stählen und ihr Gefügebau.

Der wichtigste Legierungsbestandteil sämtlicher hitzebeständigen Stähle ist das Chrom. Je nach der Höhe des Chromgehaltes wird eine Zunderbeständigkeit bis 1200° erzielt, wie aus Bild 6 hervorgeht. Die Wirkung des Chroms wird durch Silizium und Aluminium stark begünstigt. Auch Nickel — jedoch nur bei hohen Gehalten von über 25 % — erhöht die Zunderbeständigkeit. Bei Gehalten unter 25 % dient Nickel hauptsächlich zur Erzielung austenitischen Gefüges und damit zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften, besonders bei hohen Temperaturen. In ähnlicher Weise wie Nickelgehalte unter 25 % wirkt Mangan. Zur Erreichung des austenitischen Gefüges kommt neben Nickel und Mangan neuerdings noch Stickstoff in Frage, und sehr wahrscheinlich werden in Zukunft stickstoffhaltige hitzebeständige Stähle größere Bedeutung erlangen. Bei hitzebeständigen Stählen mit austenitischem Gefüge werden ferner Wolfram, Molybdän und vor allem Titan und Niob zur Erhöhung der Festigkeit bei hohen Temperaturen zugesetzt.

Die hitzebeständigen Stähle können ihrem Gefüge nach, wenn man die hitzebeständigen Sonderstähle für Ventile nicht berücksichtigt, in zwei Gruppen eingeteilt werden, und zwar in die austenitischen und ferritischen bzw. ferritisch-austenitischen Stähle. Es handelt sich also nur um Stähle ohne Phasenumwandlung. Stähle mit Phasenumwandlung sind für hitzebeständige Zwecke an sich verwendbar, jedoch nur unterhalb ihrer Umwandlung, weil bei Beanspruchungen oberhalb der Umwandlung durch die Volumenänderung während der Umwandlung Verziehen, Werfen und Reißen eintreten würde. Unter den ferritischen hitzebeständigen Stählen gibt es noch einige Stähle mit einem gewissen Anteil an Umwandlungsgefüge. Diese Stähle nennt man halferritisch oder ferritisch-perlitisch. Die vier Gefügearten der hitzebeständigen Stähle zeigen

\* Erstattet in der Sitzung des Unterausschusses für Korrosion und Korrosionsschutz am 16. Juli 1940. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.



die Bilder 1 bis 4. Das in Bild 2 wiedergegebene Ferrit-Austenit-Gefüge setzt sich aus etwa 70 % Ferrit und etwa 30 % Austenit zusammen. Je nach der chemischen Zusammensetzung des Stahles können die Anteile an Ferrit und Austenit schwanken.

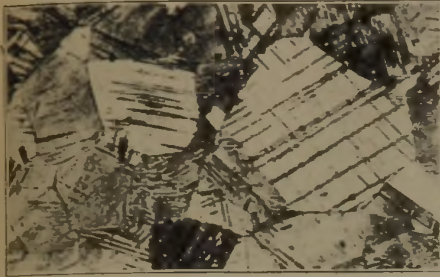


Bild 1. Austenit.

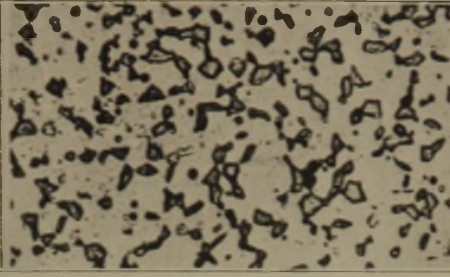


Bild 2. Ferrit + Austenit.



Bild 3. Ferrit.

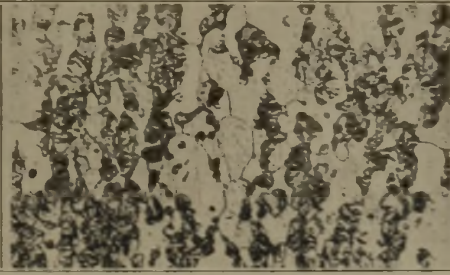


Bild 4. Ferrit + Perlit.

Bilder 1 bis 4. Die vier Gefügearten von hitzebeständigen Stählen. Geätzt mit kochender konzentrierter Salzsäure. (× 600.)

Bei den austenitischen hitzebeständigen Stählen handelt es sich um Chrom-Nickel- oder neuerdings auch um Chrom-Mangan-Silizium-Stähle. Die Zusammensetzung der gebräuchlichsten hitzebeständigen Stähle mit

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung, Zunderbeständigkeit und Gefüge hitzebeständiger Stähle.

Stahlart	Stahl Nr.	Zusammensetzung						Zunderbeständigkeit bis °C	Gefüge
		C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	Al %		
Cr-Ni	1	0,10	0,5	—	8	18	—	850	austenitisch
	2	0,15	2,0	—	10	19	—	1000	austenitisch
	3	0,15	2,0	—	15	22	—	1050	austenitisch
	4	0,15	2,5	—	20	25	—	1200	austenitisch
	5	0,15	4,5	—	35	15	—	1200	austenitisch
	6	0,15	0,5	—	60	15	—	1200	austenitisch
Cr-Mn-Si	7	0,10	1,5	18	—	12	—	800	austenitisch
	8	0,10	2,5	18	1	9	—	900	austenitisch
	9	0,10	3,5	18	1	9	—	1000	austenitisch
Cr	10	0,10	—	—	—	14	—	800	halbferritisch
	11	0,15	—	—	—	22	—	1000	ferritisch
	12	0,15	—	—	—	30	—	1200	ferritisch
Cr-Si und Cr-Si-Al	13	0,10	2,5	—	—	5,0	—	800	halbferritisch
	14	0,10	1,0	—	—	6,5	1,0	800	halbferritisch
	15	0,10	2,5	—	—	8,0	—	900	ferritisch
	16	0,10	1,5	—	—	10	1,5	900	ferritisch
	17	0,10	2,5	—	—	14	—	1000	ferritisch
	18	0,10	2,5	—	—	10	1,0	1000	ferritisch
	19	0,10	1,5	—	—	22	2,5	1200	ferritisch
	20	0,10	2,0	—	—	25	—	1200	ferritisch
Cr (Ni)	21	0,20	—	—	3	25	—	1100	ferritisch-austenitisch
	22	0,15	—	—	6	27	—	1200	ferritisch-austenitisch

Angabe der Zunderbeständigkeit ist aus Zahlentafel 1 ersichtlich. Träger der Zunderbeständigkeit ist bei den Stählen 1 bis 4 das Chrom. Unterstützt wird die Wirkung

von Chrom durch Silizium<sup>1)</sup>. Den Einfluß eines Gehaltes von 2,5 % Si auf die Zunderbeständigkeit des Stahles 4 gibt Bild 5 wieder. Der Zunderverlust bezieht sich auf eine Versuchszeit von 200 h in Luft. Die Zunderschicht wurde mit geschmolzenem Natriumsuperoxyd entfernt. Durch den Gehalt von etwa 2,5 % Si wird also die Zunderbeständigkeit des hochnickelhaltigen Stahles 6 erreicht. Eine Steigerung des Siliziumgehaltes über 3 % ist nicht möglich, weil dadurch die Warmverarbeitbarkeit — Schmieden und Walzen — stark beeinträchtigt wird. Nickel ist bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stählen 1 bis 4 für die Zunderbeständigkeit von untergeordneter Bedeutung. Es verleiht diesen Stählen durch den starken Einfluß auf die Austenitbildung hohe Festigkeit in der Wärme, außerdem sehr gute Zähigkeit bei Raumtemperatur und damit sehr gute Formgebungsmöglichkeit. Der hohe Nickelgehalt der Stähle 5 und 6 ist dagegen für die Zunderbeständigkeit von ausschlaggebender

Bedeutung. Bei den Chrom-Mangan-Silizium-Stählen (Zahlentafel 1) sind Chrom und Silizium die Träger der Zunderbeständigkeit. Die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle können ohne Beeinträchtigung der Warmverarbeitbarkeit über 3 % Si enthalten.

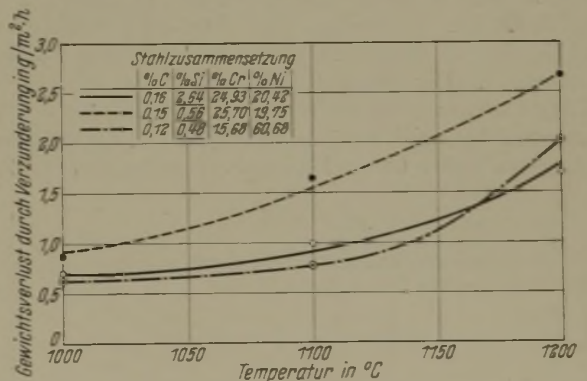


Bild 5. Steigerung der Zunderbeständigkeit eines austenitischen Stahles mit rd. 25 % Cr und 20 % Ni durch erhöhten Siliziumgehalt.

Bei den ferritischen hitzebeständigen Stählen handelt es sich um Chrom-, Chrom-Silizium- oder Chrom-Silizium-Aluminium-Stähle (Zahlentafel 1). Die ferritischen Chrom-Aluminium-Stähle mit 20 bis 30 % Cr und 3 bis 8 % Al werden fast ausschließlich für Heizleiter verwendet und sollen daher in der gleichen Weise wie die Ventilstähle nur als eine besondere Gruppe der hitzebeständigen Stähle erwähnt werden. Aus Zahlentafel 1 geht hervor, daß mit steigendem Chromgehalt die Zunderbeständigkeit erhöht wird und daß mit Chrom allein eine Zunderbeständigkeit bis 1200° zu erzielen ist. Die ferritischen Chromstähle haben in letzter Zeit an Bedeutung verloren, da ein Teil des Chroms durch Silizium

<sup>1)</sup> Oertel, W., und A. Schepers: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 511/13.

oder durch Silizium und Aluminium ersetzt worden ist (Zahlentafel 1). Welcher ungefähre Chromgehalt je nach Höhe der Temperaturbeanspruchung durch 2,5 bis 3,0 % Si ersetzt werden kann, zeigt Bild 6. Bis zu Temperaturen von 1000° können demnach durch 2,5 bis 3 % Si etwa 10 % Cr ersetzt werden. Ueber einen Siliziumgehalt von 3 % kann man bei

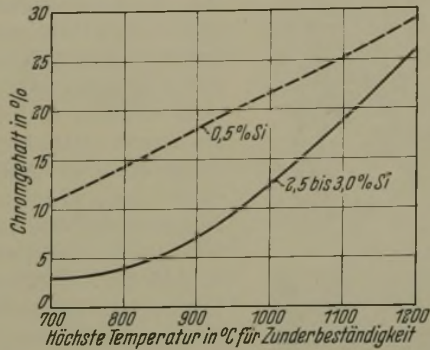


Bild 6. Ersatz von Chrom bei hitzebeständigen ferritischen Chromstählen durch höheren Siliziumgehalt.

diesen Stählen ebenso wie bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stählen nicht gehen, da dadurch die Zähigkeit bei Raumtemperatur und damit die Formgebungsmöglichkeit sowie die Walz- und Schmiedbarkeit beeinträchtigt werden. (Bei den ferritisch-austenitischen Stählen handelt es sich um Chromstähle mit Nickelgehalten bis zu etwa 6 %.)

**Physikalische und Festigkeitseigenschaften der hitzebeständigen Stähle.**

Die beiden hitzebeständigen Stahlgruppen — austenitisch und ferritisch bzw. ferritisch-austenitisch — unterscheiden sich nicht nur in der chemischen Zusammensetzung, sondern auch in den physikalischen und Festigkeitseigenschaften. Die ferritischen und ferritisch-austenitischen Stähle sind im Gegensatz zu den austenitischen Stählen magnetisch. Die ersten Stähle haben fast die gleiche Wärmeausdehnung wie Eisen; die austenitischen Stähle dagegen dehnen sich beträchtlich stärker aus, am stärksten die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle (Bild 7).

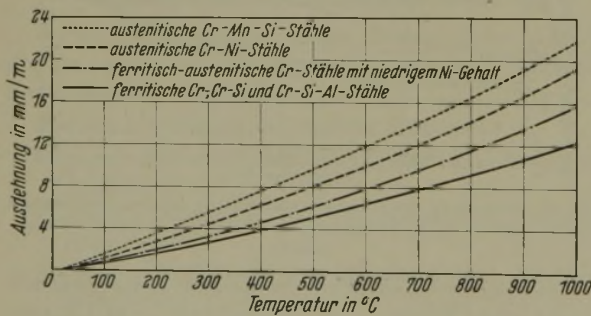


Bild 7. Wärmeausdehnung hitzebeständiger Stähle.

Die Wärmeleitfähigkeit<sup>2)</sup> beider Stahlgruppen ist ebenfalls unterschiedlich. Sie ist bei den ferritischen und ferritisch-austenitischen Stählen etwas geringer als beim unlegierten Stahl, während die austenitischen Stähle nur ungefähr ein Drittel der Wärmeleitfähigkeit des unlegierten Stahles haben.

Die ferritischen Stähle haben ferner bei Raumtemperatur geringere Dehnung und damit auch etwas geringeres Formänderungsvermögen als die austenitischen. Bei den ferritischen Stählen schwankt die Bruchdehnung (L = 10 d) zwischen 15 und 20 %, bei den austenitischen Stählen zwi-

sehen 30 und 50 %. Die mittleren Festigkeitswerte gehen aus Zahlentafel 2 hervor. Mit Ausnahme der Bruchdehnung und Biegefähigkeit, die für die Verarbeitung von Bedeutung sind, spielen die übrigen Festigkeitseigenschaften

Zahlentafel 2. Festigkeitseigenschaften\*) hitzebeständiger Stähle bei Raumtemperatur.

Stahlart	Streckgrenze kg/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit kg/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung (L = 10 d) %
Austenitische Cr-Ni-Stähle . . . . .	30	70	40
Austenitische Cr-Mn-Si-Stähle . . . . .	35	85	35
Ferritisch-austenitische Cr-Stähle mit niedrigem Ni-Gehalt . . . . .	40	70	25
Ferritische Cr-, Cr-Si- und Cr-Si-Al-Stähle . . . . .	40	65	18

\*) Mittelwerte.

bei Raumtemperatur eine untergeordnete Rolle. Für hitzebeständige Stähle sind die Festigkeitseigenschaften in der Wärme, vor allem die Dauerstandfestigkeit, von großer Wichtigkeit. In Bild 8 sind die Dauerstandfestigkeitswerte von drei verschiedenen hitzebeständigen Stählen nach Zahlentafel 1 für Temperaturen von 600 bis 900° angeführt. Die Dauerstandfestigkeit der austenitischen Chrom-

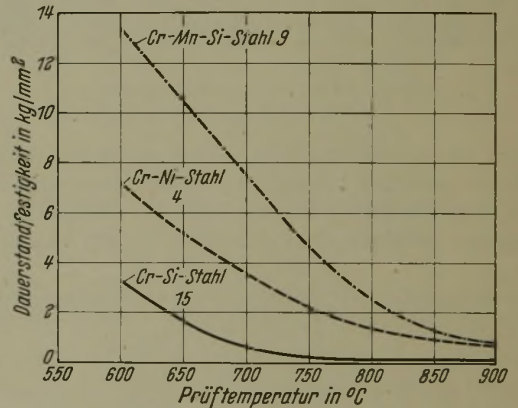


Bild 8. Dauerstandfestigkeitswerte nach DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 117/118 von hitzebeständigen Stählen.

Nickel- und Chrom-Mangan-Silizium-Stähle kann durch das Verhältnis von Chrom zu Nickel bzw. von Chrom zu Mangan etwas beeinflusst werden. Ferner läßt sich durch Zusatz von Molybdän, Wolfram und besonders Titan und Niob die Dauerstandfestigkeit erhöhen. Die Dauerstandfestigkeit ferritischer Stähle ist bei Temperaturen von über 600° praktisch von der Zusammensetzung unabhängig. Die Dauerstandfestigkeit der ferritisch-austenitischen Stähle schwankt je nach der Menge des Austenitanteiles.

**Widerstandsfähigkeit der hitzebeständigen Stähle bei erhöhten Temperaturen gegen verschiedene Angriffsstoffe.**

Neben der Widerstandsfähigkeit gegen oxydierende Verbrennungsgase spielt bei hitzebeständigen Stählen noch die Widerstandsfähigkeit gegen nichtoxydierende Verbrennungsgase und sonstige Gase wie Schwefeldioxyd und Schwefelwasserstoff sowie gegen geschmolzene Metalle, Metallegierungen, Salze und Gläser eine Rolle. Bei nichtoxydierenden Verbrennungsgasen kann je nach der Zusammensetzung der Gase Aufkohlung eintreten. Durch die Kohlenstoffaufnahme wird die Zunderbeständigkeit herabgesetzt, da infolge Abbindung von Chrom durch den Kohlenstoff eine Verringerung des Chromgehaltes und außerdem eine Korngrenzenverzunderung („trockener Kornzerfall“) stattfindet. Die Neigung der verschiedenen hitzebeständigen Stähle zur Aufkohlung ist noch nicht ein-

<sup>2)</sup> Maurer, E.: Arch. Eisenhüttenw. 10 (1936/37) S. 145/54.

gehend genug geklärt. Nach betrieblichen Erfahrungen neigen ferritische und ferritisch-austenitische hitzebeständige Stähle mit hohem Chromgehalt wenig zur Aufkohlung. Das gleiche gilt nach Laboratoriumsversuchen für die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle.

Bei schwefelhaltigen Verbrennungsgasen ist für die Verwendung hitzebeständiger Stähle von Bedeutung, ob der Schwefel als Schwefeldioxyd oder als Schwefelwasserstoff vorliegt. Gegen schwefeldioxydhaltige Verbrennungsgase haben die ferritischen Chrom-, Chrom-Silizium- und Chrom-Silizium-Aluminium-Stähle, die ferritisch-austenitischen Chromstähle mit niedrigem Nickelgehalt und die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle hohe Beständigkeit. Die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle sind dagegen bei Temperaturen über  $650^{\circ}$  gegen schwefeldioxydhaltige Verbrennungsgase empfindlich, und zwar nimmt mit steigendem Nickelgehalt die Empfindlichkeit zu. Am wenigsten widerstandsfähig sind in dieser Beziehung daher die Stähle 5 und 6 nach *Zahlentafel 1* mit 35 und 60 % Ni. Durch Erhöhung des Chromgehaltes und durch Zusätze an Silizium und Silizium-Aluminium wird bei gleich hohem Nickelgehalt die Widerstandsfähigkeit gegen schwefeldioxydhaltige Verbrennungsgase etwas erhöht. Bei Vorhandensein von Schwefelwasserstoff sind bei Temperaturen über  $650^{\circ}$  die austenitischen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Silizium-Stähle nicht verwendbar. Am geeignetsten sind in diesem Falle die ferritischen oder ferritisch-austenitischen Stähle mit hohem Chromgehalt. Die Zerstörung durch schwefelhaltige Gase zeigt sich bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stählen zunächst durch örtlichen Angriff in Form von „Schwefelpocken“. Mit der Zeit kann jedoch der Stahl vollkommen schwammig<sup>3)</sup> werden.

Gegen geschmolzenes Aluminium und Aluminiumlegierungen sind sämtliche hitzebeständigen Stähle nicht genügend widerstandsfähig, desgleichen gegen geschmolzenes Zink. Für geschmolzenes Kupfer und Kupferlegierungen haben sich die ferritisch-austenitischen Chromstähle mit niedrigem Nickelgehalt etwa in der Zusammensetzung der Stähle 21 und 22 (*Zahlentafel 1*) bewährt. Gegen geschmolzenes Blei sind hitzebeständige Stähle an sich beständig. Sie werden jedoch von der Bleiglätte (PbO), die sich an der Badoberfläche bildet, angegriffen. Wenn für einen Schutz gegen die Oxydation des Bleies gesorgt (Holzkohlenpulver) oder zum Schutz unlegierter Stahl angebracht wird, der regelmäßig ausgewechselt wird, dann sind Tiegel aus hitzebeständigen Stählen sehr brauchbar.

Von den meisten geschmolzenen Salzen werden hitzebeständige Stähle stark angegriffen, so beispielsweise von chlorid-, sulfid- und zyanidhaltigen Salzen. Man verwendet daher für geschmolzene Salze zum großen Teil noch Behälter aus unlegiertem Stahl oder Gußeisen. Um jedoch den unlegierten Stahl von außen vor Verzunderung zu schützen, ist man neuerdings dazu übergegangen, mit hitzebeständigen Stählen plattierten unlegierten Stahl zu verwenden. Gegen geschmolzene Nitratsalze sind hitzebeständige Stähle beständig.

**Die Versprödung hitzebeständiger Stähle nach längerer Beanspruchung bei bestimmten Temperaturen.**

Wenn auch die hitzebeständigen Stähle mit Ausnahme der halferritischen keine Gefügeumwandlung erfahren, so treten trotzdem in bestimmten Temperaturgebieten bei lang andauernder Beanspruchung Veränderungen auf, die Verziehen, Werfen und schließlich auch Reißen verursachen können. Bei den austenitischen hitzebeständigen

Stählen handelt es sich um das Temperaturgebiet von  $600$  bis  $900^{\circ}$ . Je nach der chemischen Zusammensetzung neigen diese Stähle nach Beanspruchung in diesem Temperaturgebiet mehr oder weniger stark zur Versprödung, wie aus *Bild 9* hervorgeht. Frei von dieser Versprödung sind die hoch nickelhaltigen austenitischen Chrom-Nickel-Stähle mit etwa 30 bis 80 % Ni (Stahl 5 und 6 in *Zahlentafel 1*, Stahl 5 in *Bild 9*).

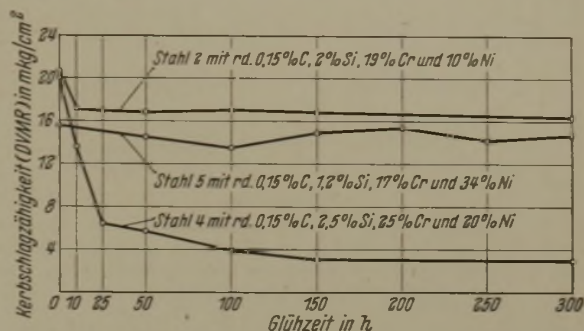


Bild 9. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit austenitischer Chrom-Nickel-Stähle von der Glühzeit bei  $800^{\circ}$ . (Stähle vor dem Glühen von  $1050^{\circ}$  in Wasser abgeschreckt.)

Als Ursache für diese Versprödung können unter der Voraussetzung, daß die betreffenden Stähle auch bei Dauerbeanspruchung vollkommen beständig austenitisch bleiben, zwei Vorgänge in Betracht kommen: 1. Karbidausscheidung und 2. Ausscheidung der Verbindung FeCr des Zweistoffsystems Eisen-Chrom. Durch diese beiden Vorgänge wird neben Kältsprödigkeit (*Bild 9*) gegebenenfalls auch Warmsprödigkeit verursacht. Da sich beide Vorgänge in demselben Temperaturgebiet abspielen, ist es schwierig, festzustellen, welche der beiden Versprödungsursachen, oder ob beide, in Frage kommen. Die Karbidausscheidung kann zwar bei austenitischen Stählen bekanntlich durch starke Karbidbildner wie Titan und Niob im bestimmten Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt beseitigt werden. Da jedoch diese starken Karbidbildner andererseits die Ausscheidung der Verbindung FeCr, also die zweite Versprödungsursache, begünstigen, wird dadurch das Erkennen der jeweiligen Versprödungsursache noch erschwert. Zur Klärung bedarf es noch eingehender Untersuchungen. Deshalb ist es auch bisher noch nicht gelungen, bei sämtlichen hitzebeständigen austenitischen Stählen, besonders bei Stahl 4 (*Zahlentafel 1*), die Neigung zur Versprödung in dem kritischen Temperaturgebiet von  $600$  bis  $900^{\circ}$  zu beseitigen. Man muß mithin vermeiden, daß derartige hitzebeständige Stähle in diesem kritischen Temperaturgebiet längere Zeit beansprucht werden.

Die Ausscheidung der Verbindung FeCr konnte bisher bei hochlegierten Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stählen vor allem im Ferrit festgestellt werden<sup>4)</sup>. Es ist daher verständlich, daß bei hitzebeständigen austenitischen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Silizium-Stählen auf Ferritfreiheit zu achten ist. *Bild 10* gibt die Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit eines etwa 15 % Ferrit enthaltenden Chrom-Nickel-Stahles von der Glühzeit auf  $800^{\circ}$  wieder. Die Kerbschlagzähigkeit sinkt von 10 auf etwa 1 mkg/cm<sup>2</sup> nach einer Glühzeit von 150 h. Der starke Kerbschlagzähigkeitsabfall kann nur durch die FeCr-Ausscheidung verursacht worden sein, da eine Karbidausscheidung wegen des im Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt genügend hohen Titangehaltes nicht in Frage kommt.

<sup>4)</sup> Brühl, F.: Arch. Eisenhüttenw. 10 (1936/37) S. 243/55 (Werkstoffaussch. 360). Schafmeister, P., und R. Ergang: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 459/64 u. 507/10.

<sup>3)</sup> Scherer, R., und G. Riedrich: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 42 (1932) S. 308/10.

Nun ist nicht recht erklärlich, warum ein 15 % ausmachender spröder Anteil, der im zähen Austenit eingelagert ist, eine derartig starke Versprödung bewirkt. Die Gefüge in den *Bildern 11 und 12* geben über die Versprödungs-

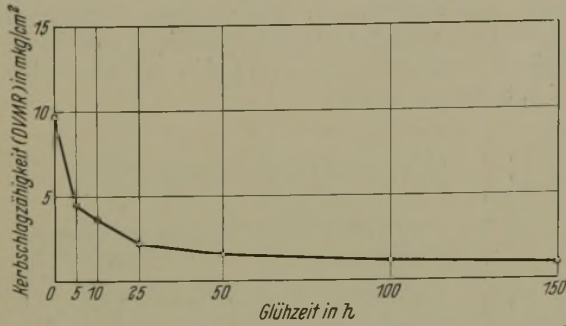


Bild 10. Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit eines Stahles mit 0,11 % C, 2,3 % Si, 25,3 % Cr, 20,9 % Ni und 0,6 % Ti mit rd. 15 % Ferrit von der Glühzeit bei 800°. (Stahl vorher von 1050° in Wasser abgeschreckt.)

ursache Aufschluß. *Bild 11* mit dem Gefüge des abgeschreckten Zustandes zeigt Austenit mit etwa 15 % Ferrit. Nach 50stündiger Erwärmung auf 800° (*Bild 12*) ist der Ferrit durch Ausscheidung der FeCr-Verbindung zersetzt. Außerdem sind die Austenitkorn Grenzen sehr stark gedunkelt. Um ausgeschiedene Karbide kann es sich bei den stark gedunkelten Korn Grenzen nicht handeln, weil dieser Stahl einen im Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt genügend hohen Titangehalt aufweist. Daher ist anzunehmen, daß sich neben den Ferritflecken noch Ferrit an den Austenitkorn Grenzen befindet, der ebenfalls eine Zersetzung unter Ausscheidung der Verbindung FeCr erleidet, oder es findet auch eine FeCr-Ausscheidung aus dem Austenit bevorzugt an den

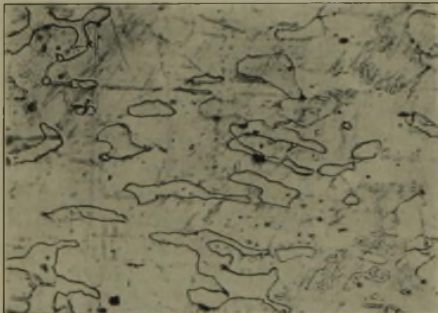


Bild 11. Von 1050° in Wasser abgeschreckt.



Bild 12. Von 1050° in Wasser abgeschreckt und 50 h bei 800° geglüht.

Bilder 11 und 12. Gefüge eines Stahles mit 0,11 % C, 2,3 % Si, 25,3 % Cr, 20,9 % Ni und 0,6 % Ti. Geätzt mit kochender konzentrierter Salzsäure. ( $\times 600$ .)

Korn Grenzen statt. Die starke Versprödung ist demnach vor allem auf die Ausscheidung an den Austenitkorn Grenzen zurückzuführen. Es handelt sich also hauptsächlich um eine Korn Grenzenversprödung.

Dieser Ausscheidung der Verbindung FeCr aus dem Ferrit muß verständlicherweise auch bei den ferritisch-austenitischen hitzebeständigen Stählen Rechnung getragen werden. *Bild 13* zeigt, daß bei gleich hohem Chromgehalt die Höhe des Nickelgehaltes von Einfluß auf die Versprödung ist, die durch die Ausscheidung der Eisen-Chrom-Verbindung im Ferrit hervorgerufen wird. Ein Stahl mit etwa 0,20 % C und 25 % Cr ist demnach praktisch frei von Ferritversprödung, wenn er weniger als etwa 3 % Ni enthält. Da ferritenthaltende Chrom-Mangan-Stähle bei gleich hohem Chromgehalt stärker zur Ferritzersetzung neigen als ferritenthaltende Chrom-Nickel-Stähle<sup>4)</sup>, ist es bei den ferritisch-austenitischen Chromstählen mit niedrigem Nickelgehalt (Stähle 21 und 22 in *Zahlentafel 1*) nicht möglich,

Nickel durch Mangan zu ersetzen. Ferner besteht bei den ferritisch-austenitischen hitzebeständigen Stählen nicht die Möglichkeit, einen Teil des Chroms durch Silizium zu ersetzen, wie es bei den ferritischen Chromstählen der Fall ist;

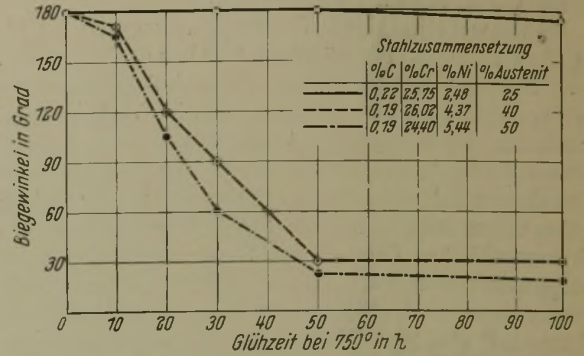


Bild 13. Einfluß des Nickelgehaltes auf die Biegefestigkeit von 3 mm dicken Blechen aus ferritisch-austenitischem Stahl mit rd. 25 % Cr nach längerem Erwärmen auf 750°. (Stahl vorher von 1000° in Luft abgekühlt.)

Versuche haben ergeben, daß durch Erniedrigung des Chromgehaltes unter etwa 24 % der Austenitanteil infolge des niedrigen Nickelgehaltes nicht mehr genügend beständig ist, wodurch ebenfalls eine Versprödung hervorgerufen wird.

Ferritische hitzebeständige Stähle haben teilweise zwei Temperaturgebiete, in denen nach längerer Beanspruchung Kaltsprödigkeit auftritt, und zwar bei Temperaturen über 950°<sup>5)</sup> und bei 400 bis 500°<sup>6)</sup> (*Zahlentafel 3*). Erwähnt sei nur, daß sehr hochchromhaltige ferritische Stähle mit Silizium, beispielsweise mit etwa 2,5 % Si und 30 % Cr, außerdem noch in dem Temperaturgebiet von 600 bis 900° durch die Ausscheidung der Verbindung FeCr verspröden. Derartige Stähle haben demnach drei Versprödungsgebiete.

Die Kaltsprödigkeit der ferritischen Stähle nach Beanspruchungen bei Temperaturen über 950° wird erstens durch Karbide an den Korn Grenzen und zweitens durch das den ferritischen Stählen bei hohen Temperaturen eigene Kornwachstum verursacht. Daß eine Karbidversprödung eintritt, geht daraus hervor, daß sich starke Karbidbildner wie Titan und Niob günstig auswirken<sup>7)</sup>; Molybdän, Wolfram, Kobalt und Vanadin dagegen sind ohne Einfluß<sup>8)</sup>. Durch Versuche ist festgestellt worden, daß bei Verwendung von Titan die sechsfache und bei Verwendung von Niob die zwölfwache Menge des Kohlenstoffgehaltes erforderlich ist. Die Wirkung eines entsprechend hohen Titangehaltes auf einen ferritischen Stahl mit etwa 25 % Cr geht aus *Bild 14* hervor. Die Biegefestigkeit des titanhaltigen Stahles wird demnach nach einstündiger Erwärmung auf Temperaturen über 950° im Gegensatz zu dem titanfreien Stahl weniger beeinträchtigt. Nach längeren Haltezeiten auf

<sup>5)</sup> Schmidt, M., und O. Jungwirth: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 419/26.

<sup>6)</sup> Becket, F. M.: Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 925, 22 S., Metals Techn. 5 (1938) Nr. 4; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 970/72.

<sup>7)</sup> Hougardy, H., und G. Riedrich: Metallwirtsch. 16 (1937) S. 1329/42.

Zahlentafel 3. Kritische Temperaturgebiete der hitzebeständigen Stähle mit nachteiliger Wirkung auf die Festigkeitseigenschaften.

Stahlart	Kritisches Temperaturgebiet °C	Nachteilige Auswirkungen bei längerem Halten in diesem Temperaturgebiet	Ursache	Mittel gegen die nachteiligen Auswirkungen
Austenitische Cr-Ni-Stähle mit unter 30 % Ni und Cr-Mn-Si-Stähle	600 bis 900	je nach Zusammensetzung mehr oder weniger starke Kalt- und Warmsprödigkeit	wahrscheinlich Karbidausscheidung und/oder Fe-Cr-Ausscheidung	teilweise durch geeignete Wahl der chemischen Zusammensetzung
Ferritisch-austenitische Cr-Stähle mit niedrigem Ni-Gehalt	600 bis 900	Kaltsprödigkeit	Ausscheidung der Fe-Cr-Verbindung im Ferrit	geeignete Wahl der chemischen Zusammensetzung
	400 bis 500	Kaltsprödigkeit	nicht bekannt	nicht bekannt
Ferritische Stähle	über 950	Kaltsprödigkeit	Karbide an den Korngrenzen und Kornwachstum	Verminderung durch Zusatz starker Karbidbildner wie Titan und Niob im bestimmten Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt
Ferritische Stähle mit über rd. 15 % Cr	zusätzlich 400 bis 500	Kaltsprödigkeit	nicht bekannt	nicht bekannt

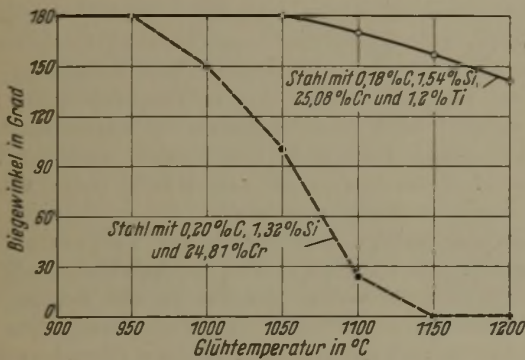


Bild 14. Biegefähigkeit von 2 mm dicken Blechen aus ferritischem Chromstahl ohne und mit Titan nach einstündigem Glühen bei 900 bis 1200°.

Temperaturen von über 950° versprödet jedoch auch der titanhaltige Stahl infolge Kornwachstums ziemlich stark (Bild 15). Zum Vergleich ist die Biegefähigkeit eines ferritisch-austenitischen Stahles mit etwa 25 % Cr und

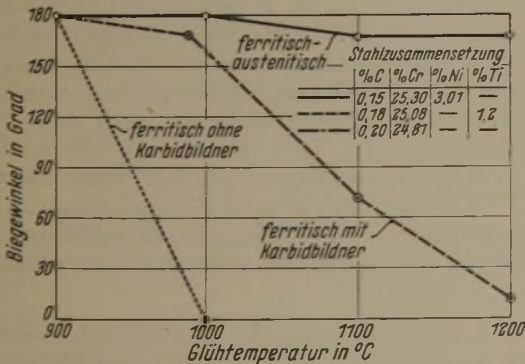


Bild 15. Biegefähigkeit von 2 mm dicken Blechen aus ferritischen und ferritisch-austenitischen hitzebeständigen Stählen nach hundertstündigem Glühen bei 900 bis 1200°.

3 % Ni (Stahl 21 in Zahlentafel 1) nach gleich langen Erwärmungszeiten angeführt. Dieser Stahl zeigt auch nach längeren Haltezeiten praktisch keine Kaltsprödigkeit. Diese Tatsache begründet die Bedeutung der ferritisch-austenitischen hitzebeständigen Stähle für Temperaturen über 950°. Da, wie aus Bild 15 hervorgeht, auch der titanhaltige ferritische Stahl nach längeren Haltezeiten bei Temperaturen über 950° ziemlich starke Kaltsprödigkeit aufweist, ist nach Beanspruchung der ferritischen Stähle bei Temperaturen über 950°, selbst wenn sie Karbidbildner enthalten, mit Kaltsprödigkeit zu rechnen.

Wenn demnach der Gehalt an Karbidbildnern die Neigung zur Kaltsprödigkeit nach längeren Beanspruchungen bei Temperaturen von über 950° auch nicht beseitigt, so wirkt dieser jedoch beim Schweißen der Stähle günstig. Enthalten nämlich die ferritischen Stähle keine Karbidbildner, dann tritt in unmittelbarer Nähe der Schweißse, also dort, wo durch die Schweißhitze der Werkstoff auf Temperaturen von über 950° erwärmt wird, Versprödung auf. Bei ferritischen Stählen mit Karbidbildner dagegen erreicht man gute Zähigkeit im geschweißten Zustand<sup>7)</sup>, sofern die Wärmeeinwirkung beim Schweißen — wie es beim elektrischen Schweißen der Fall ist — möglichst gering ist, so daß kein zu starkes Kornwachstum eintreten kann.

Bei der Kaltsprödigkeit der ferritischen Stähle nach längeren Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 400 bis 500° könnte man annehmen, daß dieses Gebiet für hitzebeständige Stähle belanglos ist, da hitzebeständige Stähle erst bei Temperaturen über 550° zur Anwendung kommen. Jedoch muß bedacht werden, daß hitzebeständige Bauteile dieses Temperaturgebiet während der Abkühlung langsam durchlaufen können und teilweise auch unter 550° beansprucht werden. Nach Beanspruchung in dem Temperaturgebiet von 400 bis 500° zeigen vor allem chromreiche ferritische Stähle eine starke Kaltsprödigkeit. Beispielsweise wird ein Chromstahl mit 28 % Cr bereits nach fünfstündigem Glühen bei 450° vollkommen kaltspröde.

Die Ursache und Art dieser Versprödung ist noch nicht geklärt. Auch ist bis jetzt noch nicht erforscht, wodurch diese Versprödung beseitigt oder begünstigt wird. Nur ist bekannt, daß sie mit steigendem Chromgehalt verstärkt wird. Einerseits soll die Versprödung erst bei Chromgehalten von 20 % und darüber auftreten<sup>8)</sup>, andererseits werde festgestellt, daß auch Stähle mit 13 und 17 % Cr dazu neigen<sup>8)</sup>. Bei ferritischen Chrom-Silizium-Stählen mit etwa 2,5 % Si tritt bis zu Chromgehalten von etwa 8 % (Stähle 13 und 15 in Zahlentafel 1) auch nach sehr langen Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 400 bis 500° keine Kaltsprödigkeit auf (Bild 16). Bild 16 bestätigt ferner, daß mit steigendem Chromgehalt die Neigung zur Versprödung verstärkt wird.

Zusammenfassend ist zu sagen (Zahlentafel 3), daß die vollkommen austenitischen hitzebeständigen Stähle durch längere Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 600 bis 900° je nach der chemischen Zusammensetzung

<sup>8)</sup> Fry, A.: Techn. Mitt. Krupp 2 (1934) S. 9/12.

mehr oder weniger stark zur Versprödung neigen. Wahrscheinlich handelt es sich um Versprödung durch Karbidausscheidung oder durch Ausscheidung der Verbindung FeCr. Austenitische hitzebeständige Stähle mit Ferrit verspröden je nach

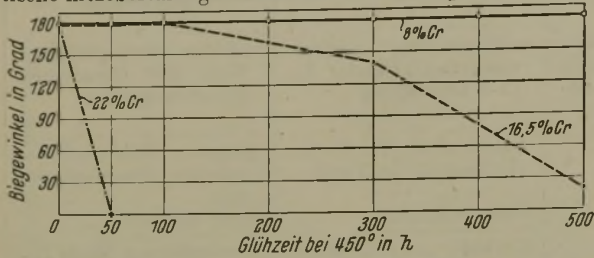


Bild 16. Einfluß des Chromgehaltes auf die Biegefähigkeit von 3 mm dicken Blechen aus Stahl mit etwa 0,10 % C, 2,5 % Si, 8 bis 22 % Cr und etwa 0,8 % Ti nach Abkühlen von 750° an Luft und anschließendem längeren Glühen bei 450°.

der chemischen Zusammensetzung bei Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 600 bis 900° durch Ausscheidung der Verbindung FeCr. Die Stärke der Versprödung wird hauptsächlich durch Zersetzung des Ferrits, der sich an den Austenitkorn Grenzen befindet, oder durch Ausscheidung der Eisen-Chrom-Verbindung aus dem Austenit selbst, bevorzugt an den Korngrenzen, bedingt. Bei den ferritisch-austenitischen Chromstählen mit niedrigem Nickelgehalt ist die Ferritversprödung bei einem bestimmten Chromgehalt von dem Nickelgehalt abhängig. Die ferritischen hitzebeständigen Stähle können zwei Temperaturgebiete, in denen Kaltversprödung hervorgerufen wird, aufweisen, und zwar der Bereich über 950° und von 400 bis 500°. Die Neigung zur Kaltversprödung nach Temperaturbeanspruchungen von 950° und darüber wird durch Karbide an den Korngrenzen der Kristallite und durch Kornwachstum verursacht. Sie kann durch starke Karbidbildner wie Titan und Niob im bestimmten Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt vermindert werden. Die Neigung zur Kaltversprödung nach längeren Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 400 bis 500° ist von dem Chromgehalt des Stahles abhängig.

#### Zusammenfassung.

Es wird ein Ueberblick über chemische Zusammensetzung, Gefüge, Zunderbeständigkeit, physikalische und Festigkeitseigenschaften von derzeit verwendeten hitzebeständigen Stählen gegeben.

Die Zunderbeständigkeit der austenitischen Chrom-Nickel-Stähle wird durch Silizium erhöht. Ein Zusatz von über 3 % Si beeinträchtigt jedoch stark die Warmverarbeitbarkeit. Die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle können dagegen ohne Beeinträchtigung der Warmverarbeitbarkeit zur Erhöhung der Zunderbeständigkeit mit über

3 % Si legiert werden. Bei den ferritischen Chromstählen lassen sich hinsichtlich Zunderbeständigkeit durch 2,5 bis 3 % Si etwa 10 % Cr ersetzen. Höhere Siliziumgehalte beeinträchtigen die Warmverarbeitbarkeit und Zähigkeit.

Bei aufkohlenden oder schwefelwasserstoffhaltigen Verbrennungsgasen eignen sich die ferritischen und ferritisch-austenitischen Stähle mit hohem Chromgehalt. Gegen schwefeldioxydhaltige Verbrennungsgase sind die ferritischen Chrom-, Chrom-Silizium- und Chrom-Silizium-Aluminium-Stähle, die ferritisch-austenitischen Chromstähle mit niedrigem Nickelgehalt und die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle beständig. Gegen geschmolzenes Aluminium und Zink sind hitzebeständige Stähle nicht genügend widerstandsfähig, gegen geschmolzene Kupferlegierungen haben sich die ferritisch-austenitischen Chromstähle mit niedrigem Nickelgehalt als geeignet erwiesen. Gegen Nitratsalze sind hitzebeständige Stähle widerstandsfähig, gegen geschmolzene chlorid-, sulfid- und zyanidhaltige Salze dagegen nicht.

Die austenitischen hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stähle mit bis rd. 30 % Ni und die Chrom-Mangan-Silizium-Stähle neigen je nach der chemischen Zusammensetzung bei längeren Beanspruchungen in dem Temperaturgebiet von 600 bis 900° durch Ausscheidungen von Karbid und/oder der Verbindung FeCr mehr oder weniger stark zur Versprödung. Ferrit enthaltende austenitische Stähle werden nach langer Beanspruchung in dem Temperaturgebiet von 600 bis 900° infolge Ausscheidung der Verbindung FeCr kaltspröde. Die Sprödigkeit wird hauptsächlich durch die Eisen-Chrom-Ausscheidung des Ferrits, der sich an den Austenitkorn Grenzen befindet, oder durch Ausscheidung der Eisen-Chrom-Verbindung aus dem Austenit selbst, bevorzugt an den Korngrenzen, hervorgerufen. Bei den ferritisch-austenitischen Stählen mit rd. 25 % Cr und niedrigem Nickelgehalt kann man der Versprödung infolge der Ausscheidung der Verbindung FeCr durch Wahl des Nickelgehaltes unter etwa 3 % begegnen. Die ferritischen Stähle werden nach längeren Beanspruchungen bei Temperaturen über 950° kaltspröde. Die Kaltversprödung wird durch die Ausscheidung von Karbiden an den Korngrenzen und durch Kornwachstum verursacht. Durch starke Karbidbildner in bestimmtem Verhältnis zum Kohlenstoffgehalt kann die Neigung dieser Stähle zur Kaltversprödung vermindert werden. Die ferritisch-austenitischen Stähle neigen nach Beanspruchungen bei Temperaturen über 950° praktisch nicht zur Kaltversprödung. Ferritische Stähle mit über rd. 15 % Cr weisen nach längeren Beanspruchungen in dem Temperaturbereich von 400 bis 500° Kaltversprödung auf; die Neigung dazu nimmt mit steigendem Chromgehalt zu.

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

M. Schmidt, Düsseldorf: Zu den verschiedenen Arten der Versprödung, die bei hitzebeständigen Stählen auftreten, möchte ich folgendes bemerken.

Die Karbidversprödung an austenitischen Stählen läßt sich erst bei Temperaturen über 600° beobachten. Da die Temperaturen der Vorbehandlung, die zur interkristallinen Korrosion führt, schon bei 500° beginnen, kann gefolgert werden, daß eine gewisse Größe der ausgeschiedenen Karbide erforderlich ist, um eine mechanische fühlbare Versprödung herbeizuführen.

Bei der Versprödung, die ferritische Stähle bei Temperaturen über 900° erfahren, erscheint mir die Kornvergrößerung von entscheidender Bedeutung. Die Karbidausscheidung, die bei langsamer Abkühlung erfolgen mag, kann nicht viel an den Festigkeitseigenschaften ändern. Dies wird dadurch deutlich, daß ferritische Chromstähle, die Karbidbildner enthalten, schließlich ebenfalls spröde werden, während ein Stahl, der austenitisch-ferritisches Gefüge aufweist und keine Karbidbildner enthält, nicht kaltspröde wird. Dieser wird nur an einem übermäßigen

Kornwachstum gehindert, während sich die Karbide ausscheiden können; es erscheint mir daher berechtigt, der Karbidausscheidung in diesem Zusammenhang nur eine untergeordnete Bedeutung beizumessen.

Die Erscheinung der Ferritversprödung, die auf der Ausscheidung der Verbindung FeCr beruht, muß nicht notwendig an den Korngrenzen erscheinen. Ich halte es für zweifelhaft, daß die Verbindung FeCr sich unmittelbar aus dem Austenit bilden kann, sondern es muß wohl angenommen werden, daß das Vorhandensein von Ferrit die Voraussetzung für ihre Bildung ist. Ihre Entstehung in Chrom-Mangan-Stählen ist schon bei einer Temperatur von 480 bis 500° zu beobachten und läßt sich bis zu etwa 900° verfolgen. Sie tritt also bereits bei einer Temperatur auf, bei der eine Karbidversprödung noch nicht in Erscheinung tritt, und kann am Verlauf der Zähigkeit mit der Glüh-temperatur von dieser unterschieden werden. In den Bildern 17 bis 20 ist das Gefüge von zwei Chrom-Mangan-Silizium-Aluminium-Stählen mit verschiedenen Ferritgehalten gezeigt, wie es nach dem Abschrecken von 1100° in Wasser und nach anschlie-

Bendem hundertstündigem Glühen bei 480 bis 500° vorhanden ist. Die Zersetzung des Ferrits, die deutlich zu erkennen ist, genügt, um eine starke Versprödung hervorzurufen. Darüber hinaus ist jedoch die Bildung der Verbindung FeCr an den Korngrenzen des Austenits nicht wahrzunehmen. Werden die gleichen

Entstehung von Ferrit, wirkt Aluminium stärker als Silizium und kann mit dem etwa 1,7fachen Betrag beim Vergleich mit Silizium eingesetzt werden. Eine ungefähre Darstellung der Begrenzung des Austenitfeldes in nickelfreien Chrom-Mangan-Silizium-(Aluminium-)Stählen bei einem Gehalt von 16 bis 18 % Mn gibt Bild 21. In den Stählen, die Silizium und Aluminium enthielten, sind diese beiden Elemente als Summe aufgetragen, wobei Aluminium mit dem 1,7fachen Wert eingesetzt ist. Dadurch sollte ein Vergleich mit den nur Silizium enthaltenden Stählen ermöglicht werden.

H. Bennek, Essen: Herr Schmidt bezweifelt, daß die Verbindung FeCr sich unmittelbar aus dem Austenit bilden kann, und nimmt an, daß das Vorhandensein von Ferrit die Voraussetzung für ihre Bildung ist. Mir scheint nicht überzeugend zu sein, als Beleg für diese Ansicht das Eintreten oder Ausbleiben einer Versprödung bei Chrom-Mangan-Stählen nach Glühen im Temperaturbereich von 480 bis 500° heranzuziehen. Es steht nämlich noch keineswegs fest, ob diese Art der Versprödung, die bisher tatsächlich nur im Ferrit beobachtet wurde, mit den bekannten Erscheinungen der FeCr-Ausscheidung (B-Bestandteil) bei 700 bis 800° wesensgleich ist. Der FeCr-Bestandteil tritt aber durch Glühen bei 700 bis 800° auch in rein austenitischen Stählen mit beispielsweise 25 % Cr und 20 % Ni und ebenso in einigen Chrom-Mangan-Stählen auf und ist metallographisch deutlich zu erkennen.

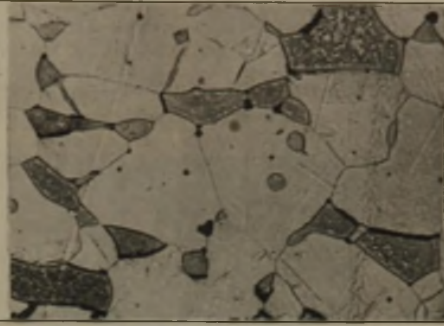
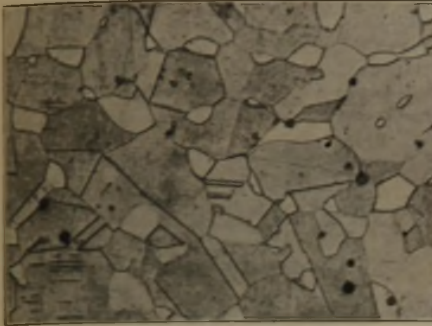
G. Bandel, Essen: Der Gebrauch der Ausdrücke „trockener Kornerfall“ oder „trockene interkristalline Korrosion“ bei den hitzebeständigen Stählen erscheint mir ungeeignet und könnte zu Verwirrung Anlaß geben. Die Parallele zum Kornerfall in säurebeständigen Legierungen trifft in Wirklichkeit nicht zu. Die Karbidausscheidungen in säure- und hitzebeständigen Legierungen können zwar Kornerfall in wässrigen Lösungen und in feuchten Gasen bei Raumtemperatur verursachen, jedoch wird dadurch bei hitzebeständigen Legierungen, abgesehen von der Versprödung, interkristalliner Zunder- oder Schwefelangriff bei höheren Temperaturen nicht verstärkt. Diese treten auch unabhängig davon auf, ob Karbidausscheidungen vorhanden sind oder nicht, so besonders bei hohen Temperaturen, wo Karbide gar nicht vorhanden oder in Lösung sind, oder an Legierungen mit hohem Nickelgehalt, die gar keine Karbide enthalten.

H. J. Schiffler, Düsseldorf: In Zahlentafel 1 weichen einige untersuchte Analysen der ferritischen und halb-ferritischen Chrom-Silizium-Aluminium-Stähle von denen der heute am meisten verwendeten mehr oder weniger ab. Es ist nicht Zufall oder eine willkürliche Festsetzung der Analysengrenzen, wenn sich nach Jahren bestimmte Stahlarten für die einzelnen Temperaturgebiete herausgebildet haben. Die Warmverformbarkeit, besonders die Walzbarkeit zu nahtlosen Rohren, ferner die Kaltverformbarkeit, die Schweißbarkeit usw. setzen den die Zunderbeständigkeit begünstigenden Elementen, besonders dem Aluminium und Silizium, bestimmte Grenzen. Während z. B. 20 bis 25 % Cr enthaltende Heizleiterdrähte bei mehr als 5 % Al noch warmgewalzt und kaltgezogen werden können, ist die Warmverformbarkeit zum nahtlosen Rohr bei solchen Stählen oberhalb etwa 4,5 % Al praktisch nicht mehr gegeben. Einige der heute gebräuchlichen Stähle dieser Art sind z. B.:

Stahl Nr.	% C	% Cr	% Al	% Si	Gefüge	Zunderbeständigkeit bis °C
21	< 0,1	6,5	0,7	0,7	Teilumwandlung	800
22	< 0,1	13,0	1,0	1,0	ferritisch	900
23	< 0,1	18,0	1,0	1,0	ferritisch	1050
24	< 0,1	23,0	2,0	1,5	ferritisch	1200

1100°/Wasser

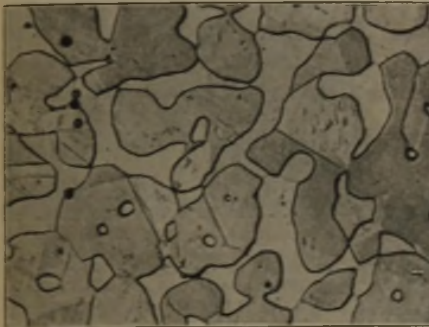
1100°/Wasser; 100 h bei 480 bis 500°.



Kerbschlagzähigkeit (DVM): 21,4

5,7 mkg/cm<sup>2</sup>

Bild 17 und 18. Stahl mit 0,18 % C, 1,5 % Si, 14,6 % Mn, 8,4 % Cr, 1,6 % Al und 15 % Ferrit.



Kerbschlagzähigkeit (DVM): 21,4

1,7 mkg/cm<sup>2</sup>

Bild 19 und 20. Stahl mit 0,14 % C, 3,0 % Si, 18,7 % Mn, 7,2 % Cr, 2,6 % Al und 40 % Ferrit.

Bilder 17 bis 20. Einfluß eines langzeitigen Glühens auf das Gefüge von zwei hitzebeständigen Chrom-Mangan-Silizium-Aluminium-Stählen mit verschiedenen Ferritgehalten. Geätzt mit 3prozentiger alkoholischer Salzsäure. (× rd. 350.)

Stähle bei 780 bis 800° geglüht, so zeigt das Ausmaß der Versprödung keinen wesentlichen Unterschied. Die Ferritinseln sind nicht über die ganze Fläche heterogen beschaffen, sondern an ihren Korngrenzen treten Höfe auf. Die Korngrenzen des Austenits bleiben aber auch nach einer solchen Behandlung unverändert und klar.

Wenn Chrom-Mangan-Silizium-Stähle vollkommen nickelfrei hergestellt werden sollen, so ist es notwendig, den Mangan-gehalt auf über 16 % zu erhöhen. Nickel wirkt stark beständigkeits erhöhend auf den Austenit und ermöglicht größere Zusätze von Elementen, die zur Zunderbeständigkeit beitragen. Vollkommen nickelfreie austenitische Stähle sind bis 950° zunder-

- Silizium in %
- Silizium + Aluminium in % × 1,7 } Austenit
- ⊙ Silizium in %
- ⊕ Silizium + Aluminium in % × 1,7 } Ferrit + Austenit

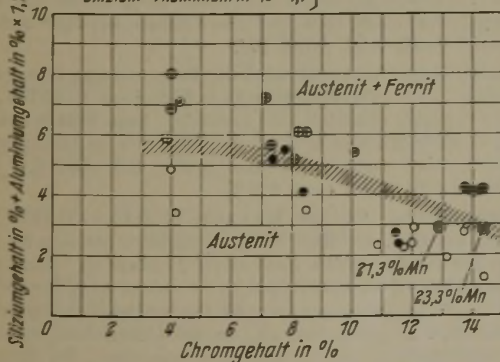


Bild 21. Begrenzung des Austenitfeldes bei Chrom-Mangan-Silizium-Aluminium-Stählen.

beständig und, wenn sie in genügender Menge Karbidbildner enthalten, frei von Versprödungserscheinungen. Die Verwendung von Aluminium an Stelle von Silizium ist möglich, bringt jedoch keinen Gewinn in der Zunderbeständigkeit. Für die

In der Beständigkeitsreihe gegen oxydierende und reduzierende schwefelhaltige Gase liegen nach eigenen Untersuchungen sowie nach langjährigen praktischen Erfahrungen die zunderbeständigen Stähle etwa wie folgt (etwa gleiche normale Zunderbeständigkeit vorausgesetzt): Chrom-Aluminium-Silizium-Stahl (Nr. 24) und Chrom-Silizium-Stähle, ferritisch-austenitische Chromstähle mit niedrigem Nickelgehalt und in einigem Abstand Chrom-Mangan-Stähle mit dem für die Verformbarkeit noch höchstzulässigen Siliziumgehalt (etwa 3 %).

Bei den Korngrenzenkorrosionen, die durch Schwefel verursacht werden, halte ich ebenfalls wie Herr Bandel die Bezeichnung „trockene interkristalline Korrosion“ für ungeeignet.



Bild 22. Gefüge nach Abschrecken von 1050° in Wasser; Kerbschlagzähigkeit (DVM): 19,3 mkg/cm<sup>2</sup>; magnetische Sättigung: 210 Gauß.



Bild 23. Gefüge nach Abschrecken von 1050° in Wasser und anschließendem 50stündigem Glühen bei 800°; Kerbzähigkeit (DVM): 3,6 mkg/cm<sup>2</sup>; magnetische Sättigung: 170 Gauß.



Bild 24. Gefüge nach Abschrecken von 1050° in Wasser und anschließendem 100stündigem Glühen bei 800°; Kerbzähigkeit (DVM): 2,5 mkg/cm<sup>2</sup>; magnetische Sättigung: 160 Gauß.

Bilder 22 bis 24. Einfluß längeren Glühens bei 800° auf das Gefüge eines Stahles mit 0,14 % C, 3,27 % Si, 15,90 % Mn, 14,10 % Cr und 4,19 % Ni. Geätzt mit kochender konzentrierter Salzsäure. (× 300.)

Wir haben diese Korrosion als interkristalline Schwefelkorrosion<sup>9)</sup> bezeichnet. Hierdurch ist meines Erachtens diese Korrosion eindeutig auch in ihrer Ursache festgelegt.

Bei katalytischen Vorgängen in der chemischen Synthese sind reaktionsträge Schutzschichten, wie sie die zunderbeständigen Stähle an der Oberfläche bilden, oft von ausschlaggebender Bedeutung. Die nickelhaltigen Stähle sind wegen der katalytischen Wirkung des Nickels und des Nickeloxys häufig nicht brauchbar. Die hochlegierten Chromstähle verhalten sich passiver. In vielen Fällen können durch hochlegierte, wenigstens 2 % Al enthaltende Chromstähle sich Tonerde enthaltende Schutzschichten ausbilden, deren Reaktionsträgheit von keinem der anderen zunderbeständigen Stähle erreicht wird.

G. Riedrich, Krefeld: Es trifft zu, daß sich die Versprödung bei austenitischen hitzebeständigen Stählen, sofern diese Stähle auch bei Dauerbeanspruchung vollkommen beständig austenitisch bleiben, erst über 600° deutlich beobachten läßt. Daraus folgert Herr Schmidt, daß eine gewisse Größe der ausgeschiedenen Karbide erforderlich sei, um eine deutliche Versprödung herbeizuführen. Diese Folgerung ist jedoch etwas gewagt, da es noch nicht feststeht, ob es bei diesen Stählen überhaupt eine Versprödung durch Karbidausscheidung gibt. So wurde z. B. festgestellt, daß der bekannte austenitische Ventilstahl mit 0,4 % C, 12 % Cr, 15 % Ni und 2,5 % W, der an sich infolge seines hohen Kohlenstoffgehaltes zur Karbidversprödung neigen müßte, nach Glühen bei 600 bis 800° praktisch nicht versprödet.

Daß sich die Verbindung FeCr bei austenitischen Chrom-Nickel- oder Chrom-Mangan-Stählen tatsächlich unmittelbar aus dem Austenit bilden kann, läßt sich metallographisch nachweisen. Bild 22 gibt das Gefüge eines Stahles mit 0,14 % C, 3,27 % Si, 15,90 % Mn, 14,10 % Cr und 4,19 % Ni nach Abschrecken von 1050° in Wasser wieder; es geht aus dem Bild hervor, daß es sich um einen vollkommen austenitischen Stahl handelt. Bild 23 läßt erkennen, daß sich nach 50stündigem Glühen bei 800° ein dunkel geätzter Bestandteil bevorzugt an den Korngrenzen ausgeschieden hat; als Folge davon ist die Kerbschlagzähigkeit von 19,3 auf 3,6 mkg/cm<sup>2</sup> gesunken. Bei dem dunkel geätzten Bestandteil

handelt es sich um die Verbindung FeCr, denn die magnetische Sättigung ist nach der 50stündigen Glühung bei 800° von 210 Gauß auf 170 Gauß gesunken. Es wird somit bestätigt, daß sich in austenitischen Stählen die Verbindung FeCr bevorzugt an den Korngrenzen ausscheidet und daß dadurch eine sehr starke Verminderung der Zähigkeit verursacht wird. Nach 100stündigem Glühen bei 800° (Bild 24) hat sich bedeutend mehr FeCr ausgeschieden; infolgedessen ist die magnetische Sättigung auf 160 Gauß heruntergegangen. Bild 24 zeigt deutlich, daß sich nach 100stündigem Glühen bei 800° die Verbindung FeCr auch in den Austenitkörnern ausgeschieden hat. Die Kerbschlagzähigkeit ist nach der längeren Glühbehandlung jedoch nur

im geringen Maße weiter gesunken, und zwar auf 2,5 mkg/cm<sup>2</sup>. Dadurch wird noch eindeutiger bewiesen, daß die starke Versprödung austenitischer Stähle, verursacht durch Ausscheidung der Eisen-Chrom-Verbindung, hauptsächlich durch deren bevorzugte Ausscheidung an den Korngrenzen verursacht wird. Außerdem beweisen die Bilder 22 bis 24, daß sich die Verbindung FeCr auch unmittelbar aus dem Austenit ausscheiden kann.

Es ist möglich, daß bei austenitisch-ferritischen Stählen bestimmter Zusammensetzung die FeCr-Ausscheidung nur aus dem Ferrit erfolgt. Dies kann für den Chrom-Mangan-Stahl, den Herr Schmidt anführt, zutreffen. Jedoch ist die dadurch bedingte Versprödung weniger stark, als wenn gleichzeitig noch eine Ausscheidung der FeCr-Verbindung aus dem Austenit vor sich geht, vorausgesetzt, daß ungefähr gleiche Ferritanteile vorliegen. Bei dem von Herrn Schmidt erwähnten Chrom-Mangan-Stahl mit 15 % Ferrit sinkt nämlich die Kerbschlagzähigkeit nach 100stündiger Glühung bei 480 bis 800° nur auf etwa 6 mkg/cm<sup>2</sup> herab, während bei dem von mir als Beispiel angeführten Chrom-Nickel-Stahl mit etwa 15 % Ferrit die Kerbschlagzähigkeit nach 100stündigem Glühen bei 800° auf etwa 1 mkg/cm<sup>2</sup> gefallen ist (Bild 10).

Durch eigene Versuche wird die Begrenzung des Austenitfeldes von Chrom-Mangan-Silizium-Stählen, wie sie Herr Schmidt ermittelt hat, bestätigt, denn Stähle mit etwa 0,40 % C, 20 % Mn und 8 % Cr sind bis zu einem Siliziumgehalt von 4,5 % noch austenitisch und Stähle mit etwa 0,40 % C, 20 % Mn, 12 % Cr bis etwa 3,5 %.

Austenitische Chrom-Mangan-Silizium-Stähle sind nicht nur bis 950°, wie Herr Schmidt anführt, sondern bis 1000° zunderbeständig (siehe Zahlentafel 1, Stahl 9). Dazu ist zu bemerken, daß bei diesen Stählen eine — wenn auch nur vorübergehende — Beanspruchung über die Beständigkeitstemperaturen (s. Zahlentafel 1) gefährlich ist, da bei Ueberbeanspruchungen die Verzunderung in sehr starkem Maße zunimmt. Bei den austenitischen Chrom-Nickel-Stählen dagegen sind vorübergehende Beanspruchungen über die Beständigkeitstemperatur nicht so nachteilig, da bei ihnen durch Ueberbeanspruchungen die Verzunderung in bei weitem nicht so starkem Maße zunimmt. Die austenitischen Chrom-Mangan-Silizium-Stähle dürfen daher keinesfalls, auch nicht vorübergehend, über die in Zahlentafel 1 angeführten Beständigkeitstemperaturen beansprucht werden.

<sup>9)</sup> Schiffler, H. J., und E. Baerlecken: Chem. Fabrik 11 (1938) S. 385/90.



# Umschau.

## Bestimmung des Gasgehaltes in flüssigen Stahlschmelzen.

L. G. Katzen<sup>1)</sup> berichtet über ein von ihm entwickeltes Gerät zur Durchführung von Schnellbestimmungen des Gasgehaltes in flüssigen Stahlschmelzen. Bild 1 zeigt den Aufbau dieses Gerätes. Seine Arbeitsweise ist folgende: Eine flüssige Stahlprobe wird in eine Kokille a mit einem Fassungsvermögen

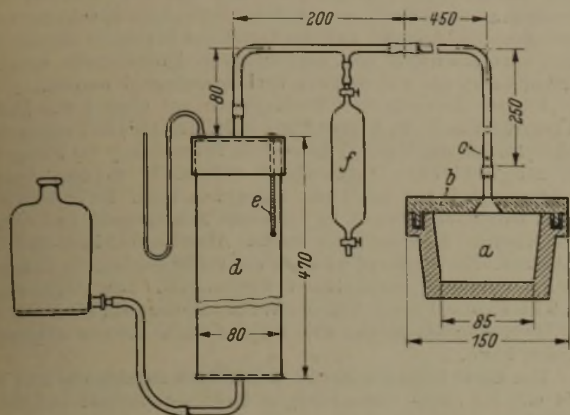


Bild 1. Vorrichtung zum Auffangen des aus dem Stahl entweichenden Gases.

bis zu 2,5 kg Stahl vergossen. Hierauf wird die Kokille mit einem dickwandigen Kupferdeckel b verschlossen. Das Abdichten wird durch einen Quecksilberverschluß erzielt, der als ringförmige Mulde in die Kokille eingedreht ist. Die aus der Probe austretenden Gase werden durch das Kupferrohr c zur Gassammelflasche d geleitet. Als letztere dient ein Glasgefäß von 2,1 l, welches mit Teilungen versehen ist. Der dickwandige Kokillendeckel und das Ableitungsrohr aus Kupfer bewirken eine gute Abkühlung des Gases, so daß es in das Meßgefäß mit einer Temperatur von etwa 20° gelangt. Gleichzeitig wird hierdurch auch ein übermäßiges Verdampfen des Quecksilbers vermieden. Zur Feststellung der Gastemperatur dient das Thermometer e. Da das Gas praktisch unter Atmosphärendruck steht, kann die ausgeschiedene Gasmenge unmittelbar abgelesen und nach Abwiegen der Stahlprobe auf die Gewichtseinheit berechnet werden. Nach Bestimmung der Gasmenge wird das Gas in die Bürette f hinübergedrückt und dann gegebenenfalls einer Analyse unterworfen. Die gesamte Bestimmung dauert 6 bis 8 min, d. h. diejenige Zeit, während der eine Gasausscheidung aus der Probe erfolgt.

Mit dem geschilderten Gerät wurden 100 Schmelzungen eines mittelharten unlegierten Baustahles aus 120-t-Siemens-Martin-Öfen auf ihren Gasgehalt und -zusammensetzung geprüft.

Zahlentafel 1. In Siemens-Martin-Ofenschmelzen festgestellte Gasmenge und -zusammensetzung.

Schmelzverlauf	Gasmenge cm <sup>3</sup> /kg	Gaszusammensetzung in %					
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	N <sub>2</sub>
Einlaufen . . . . .	650 bis 950	1,8 bis 3,2	0,2 bis 0,8	18 bis 28	62 bis 70	0 bis 0,7	5 bis 10
Beginn des Kochens	750 bis 1000	1,6 bis 2,4	0,2 bis 0,8	14 bis 22	68 bis 76	0 bis 0,7	5 bis 9
Vor dem Oxydieren	700 bis 900	1,6 bis 2,4	0,2 bis 0,8	12 bis 20	70 bis 78	0 bis 0,7	4 bis 9
Nach dem Oxydieren	700 bis 1000	1,6 bis 2,4	0,2 bis 0,8	9 bis 17	76 bis 84	0 bis 0,7	3 bis 9

Zahlentafel 2. Während des Kochens entnommene Vergleichsproben.

Schmelze	Gasmenge cm <sup>3</sup> /kg	Gaszusammensetzung in %						
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	N <sub>2</sub>	CnHm
A	610	1,7	0,6	23,0	67,35	0,55	6,8	0,00
	550	1,4	0,7	18,0	72,43	0,27	7,2	0,00
B	968	2,6	0,4	19,0	75,4	0,62	1,74	0,00
	964	2,4	0,4	16,6	74,5	0,00	6,10	0,00
C	824	2,2	0,8	16,13	72,19	0,25	8,43	0,00
	816	3,6	0,6	17,45	74,93	0,00	3,42	0,00

<sup>1)</sup> Saw. Labor. 10 (1941) Nr. 1, S. 62/67.

Es wurden von jeder Schmelze vier Proben entnommen, und zwar 1. nach dem Einlaufen, 2. zu Beginn des Kochens, 3. vor dem Desoxydieren und 4. vor dem Abstich. Zahlentafel 1 zeigt die bei 15 Schmelzungen festgestellte Menge und Zusammensetzung des Gases. Die starken Schwankungen sind nach Ansicht von Katzen durch die Verschiedenheiten der Schmelzföhrung bedingt.

Zur Überprüfung der Genauigkeit des Verfahrens wurden bei einer Reihe von Schmelzen während des Kochens dicht hintereinander Proben genommen. Das Ergebnis einiger dieser Proben ist in der Zahlentafel 2 wiedergegeben. Danach ist eine gute Uebereinstimmung bei den Vergleichsproben festzustellen.

Bei der Betrachtung der in den Zahlentafeln 1 und 2 aufgeführten Gaszusammensetzungen fallen der sehr hohe Wasserstoffgehalt und die verhältnismäßig geringe Kohlenoxydmenge auf. Diese Tatsache wird von Katzen dadurch erklärt, daß eine

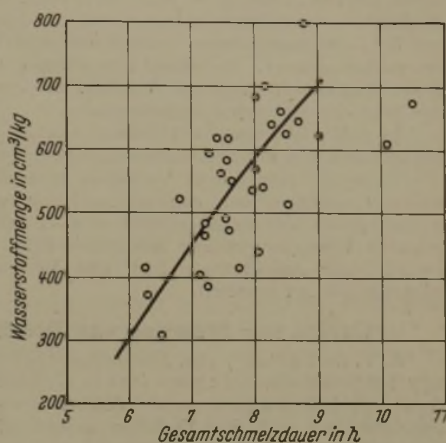


Bild 2. Einfluß der Gesamtschmelzdauer auf den Wasserstoffgehalt des Stahles.

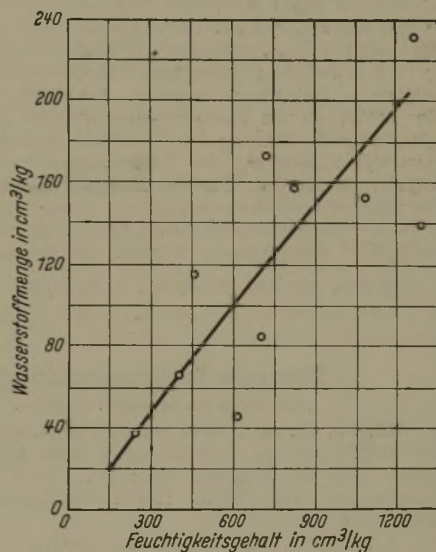


Bild 3. Einfluß des Feuchtigkeitsgehaltes von Bauit auf den Wasserstoffgehalt des Stahles.

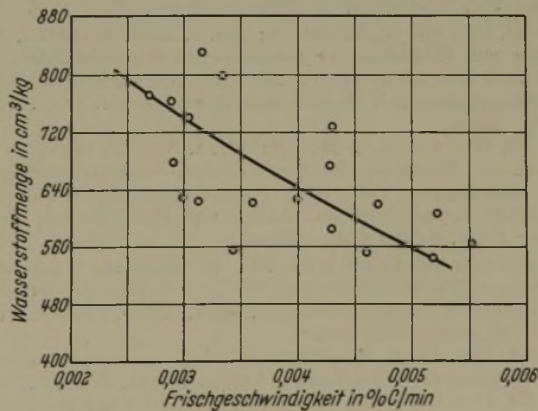


Bild 4. Abhängigkeit des Wasserstoffgehaltes im Stahl von der Frishgeschwindigkeit.

gewisse Kohlenoxydmenge während der Entnahme und des Abgießens der Probe entweicht und in diesem Zeitraum eine wesentlich geringere Wasserstoffmenge ausgeschieden wird. Die durchgeführten Gasanalysen wurden zur Feststellung des Einflusses der Schmelzföhrung auf den Wasserstoffgehalt des Stahlbades ausgewertet. Bild 2 gibt die Abhängigkeit

des Wasserstoffgehaltes von der Schmelzdauer wieder. Hier zeigt sich deutlich eine starke Zunahme des Wasserstoffgehaltes durch die Verlängerung der Schmelzföhrung. In Bild 3 wird der Einfluß der Feuchtigkeitsmenge des während des Fertigmachens zur Schlacke zugegebenen Bauxits auf den Wasserstoffgehalt des Stahles gezeigt. Die Bilder 2 und 3 zeigen deutlich, welche große Wasserstoffmenge das Stahlbad aus den Heizgasen und den Schlackenbildnern aufnehmen kann.

In Bild 4 ist ferner die bekannte Abhängigkeit des Wasserstoffgehaltes von der Frischgeschwindigkeit wiedergegeben.

Wenn das geschilderte Verfahren auch offenbar nicht die wahre Gasmenge und -zusammensetzung von Stahlbädern wiederzugeben vermag, so scheint es doch auf Grund der mitgeteilten Versuchsergebnisse mit seiner Hilfe möglich zu sein, vergleichende Anhaltswerte über den Verlauf von Betriebs-schmelzungen zu erhalten.

Georg Hieber.

### Geräte zur Messung von Blechdicken.

A. V. de Forest<sup>1)</sup> vom Massachusetts Institute of Technology beschreibt ein auf thermischer Grundlage arbeitendes Gerät, bei dem das zu messende Blech nur von einer Seite her zugänglich sein muß. Das Verfahren beruht auf der Messung des Temperaturanstiegs, der durch zugeführte Wärme in bestimmter Zeit hervorgerufen wird. Bei Kesselblechen wird die Wärme einfach im Stahl selbst mit Hilfe eines Wechselstrommagnetjoches erzeugt, das auf die Blechoberfläche gesetzt wird. Zur Messung des Temperaturanstiegs dient ein zwischen den Schenkeln des Joches angebrachtes Thermoelement in Verbindung mit einem Spiegelgalvanometer. Die Blechoberfläche muß an der Stelle, wo das Thermoelement aufsetzt, gereinigt sein; zur einwandfreien Messung der Oberflächentemperatur wird außerdem die Einbettung der Berührungsstelle in einen Tropfen Glycerin empfohlen. Für eine Meßgenauigkeit von  $\pm 5\%$  kann der Einfluß der Schwankungen der magnetischen Eigenschaften und der Wärmeleitfähigkeit bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt vernachlässigt werden. Bei Messungen in der Nähe

<sup>1)</sup> Iron Age 144 (1939) Nr. 2, S. 82/85.

von freien Blechkanten müssen erfahrungsmäßig gewonnene Berichtigungen am Meßergebnis angebracht werden. Das Gerät ist für den Dickenbereich von etwa 10 bis höchstens 100 mm geeignet; für geringere Wandstärken muß ein kleineres Joch benutzt werden.

Die Empfindlichkeit des Gerätes für den Nachweis von dünnen Stellen verhältnismäßig geringer Ausdehnung wurde durch einen besonderen Versuch als befriedigend nachgewiesen.

Auch wenn die Rückseite des Bleches mit ruhendem kaltem Wasser in Berührung steht, arbeitet das Gerät zufriedenstellend. Rohrleitungen oder Kesseltrommeln brauchen also für die Messung nicht entleert zu werden. Besondere Beachtung verdient noch die Angabe, daß das Gerät bei bekannter Blechdicke auch zum Nachweis von ausgedehnten Doppelungen benutzt werden kann, die wie dünnere Stellen angezeigt werden.

Für die Messung von Stahlblechen mit etwa 1 mm Dicke ist kürzlich von W. E. Abbott und B. M. Smith<sup>1)</sup> im Engineering Laboratory der General Electric in Schenectady ein Meßgerät auf magnetischer Grundlage entwickelt worden, dessen Meßgenauigkeit mit 0,025 mm angegeben wird. Es besteht aus einem tragbaren, etwa 3 kg schweren Anzeigergerät und einem zylindrischen Meßkopf mit einem Aluminium-Nickel-Kobalt-Magneten. Der Meßkopf wird auf die Probe gesetzt, die dadurch bis zur Sättigung magnetisiert werden soll. Der magnetische Fluß im Meßkopf hängt von der Werkstoffdicke ab, die im Gerät als Widerstandsänderung des magnetischen Kreises abgelesen werden kann.

Das Gerät hat zwei Meßbereiche, einen Bereich von 0,04 bis 1,14 mm für Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und einen Bereich von 0,25 bis 0,64 mm für Transformatorbleche von mittlerem Siliziumgehalt. Es können auch Geräte zur Messung größerer Dicken bis etwa 6 mm und mehr hergestellt werden. In diesem Fall muß jedoch auf die Tragbarkeit verzichtet werden, weil die größere Dicke die Anwendung größerer Meßköpfe zur Erreichung der magnetischen Sättigung erfordert.

Hermann Möller.

<sup>1)</sup> Iron Age 147 (1941) Nr. 18, S. 50.

## Patentbericht.

### Deutsche Patentanmeldungen<sup>1)</sup>.

(Patentblatt Nr. 36 vom 4. September 1941.)

Kl. 7 b, Gr. 12, O 22 973; Zus. z. Anm. O 22 936. Verfahren zur Erzeugung des Anpreßdruckes beim Innenplattieren von Eisen- oder Stahlrohren. Erf.: Dr. Ulrich Raydt und Karl Staubwasser, Osnabrück. Anm.: Osnabrücker Kupfer- und Drahtwerk, Osnabrück.

Kl. 12 l, Gr. 14, C 55 531. Verfahren zur Aufarbeitung von Sodaschlacke. Erf.: Dr. Bernd Meppen und Ole Berg Jörgensen, Oranienburg b. Berlin. Anm.: Chemische Studien-Gesellschaft Uniwapo, G. m. b. H., Berlin.

Kl. 18 b, Gr. 14/07, H 157 031. Verfahren zum Vermeiden von Oxydationsverlusten beim Abstich von Siemens-Martin-Oefen. Erf.: Dr. Peter Bardenheuer, Düsseldorf, und Dr.-Ing. Georg Henke, Dortmund. Anm.: Hoesch A.-G., Dortmund, und Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf.

Kl. 18 c, Gr. 14, K 149 338; Zus. z. Anm. K 149 353. Verfahren zur Erhöhung der mechanischen Widerstandsfähigkeit von Voll- oder Hohlkörpern. Erf.: Dipl.-Ing. Friedrich Meyer, Mülheim (Ruhr), und Hans Kallen, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 18 c, Gr. 14, K 151 703; Zus. z. Anm. K 153 055. Verfahren zur Erhöhung der mechanischen Widerstandsfähigkeit von mehrlagigen Voll- oder Hohlkörpern. Erf.: Dipl.-Ing. Friedrich Meyer, Mülheim (Ruhr), und Hans Kallen, Essen. Anm.: Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 21 h, Gr. 15/60, B 191 790. Verfahren zur Temperaturregelung von elektrischen Oefen mit großem Temperaturbereich. Erf.: Heinrich Postler, Dortmund. Anm.: Brown, Boveri & Cie., A.-G., Mannheim-Käfertal.

Kl. 24 c, Gr. 9, B 182 263. Vorrichtung zum Karburieren des Heizgases für Schmelzöfen. August Dersch, Bochum.

Kl. 31 c, Gr. 10/03, H 161 622. Verfahren zur Herstellung von Hämatitgußkokillen für Metalle, insonderheit für Stahl. Erf.: Dipl.-Ing. Erwin Eickworth, Dortmund. Anm.: Hoesch A.-G., Dortmund.

Kl. 31 c, Gr. 16/02, K 153 243. Verfahren zum Gießen von Schalenhartgußwalzen. Erf.: Dr. Arthur Reinhardt, Magdeburg. Anm.: Fried. Krupp Grusonwerk, A.-G., Magdeburg.

<sup>1)</sup> Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einspruchserhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Kl. 42 k, Gr. 20/04, W 103 637. Hydraulische Werkstoffprüfmaschine für stufenweise statische Belastung mit einem hydraulischen Druckhalter. Erf.: Hans Rein, Berlin-Tempelhof. Anm.: Anna Wazau, Berlin-Tempelhof, und Irene Lehnhoff, geb. Troll, Halle a. d. S.

Kl. 42 k, Gr. 20/03, F 89 046. Vorrichtung zum Feststellen von Rissen an Metallstäben. Erf.: Horst Radlik, Idarweiche b. Kattowitz. Anm.: „Friedenshütte“, Schlesische Berg- und Hüttenwerke, A.-G., Kattowitz.

Kl. 48 b, Gr. 10, D 77 077. Verfahren zur Herstellung silberplattierter Bleche. Erf.: Dipl.-Ing. Ernst Grube und Dipl.-Ing. Edgar Schoene, Mülheim (Ruhr). Anm.: Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 48 d, Gr. 4/01, M 146 089; Zus. z. Pat. 685 471. Verfahren zur Herstellung von Phosphatüberzügen auf Metallen. Erf.: Wilfred James Clifford, Brentford (Middx.). Anm.: Metallgesellschaft, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 48 d, Gr. 4/01, M 146 502. Verfahren zur Erzeugung korrosionsbeständiger Ueberzüge auf Metallen. Erf.: Robert Razey Tanner, Detroit (Michigan), und Robert Vernon Harris, Highland Park (Michigan). Anm.: Metallgesellschaft, A.-G., Frankfurt a. M.

Kl. 49 c, Gr. 10/01, Sch 143 682. Aus einer Mehrzahl von gegeneinander einstellbaren Scheren mit seitlich offenem Maul bestehende Anlage zum Unterteilen von ruhenden Walzstäben. Erf.: Gerhard Rolle, Düsseldorf-Gerresheim. Anm.: Schloemann A.-G., Düsseldorf.

Kl. 49 h, Gr. 5, H 162 122. Vorrichtung zum Verkürzen der Tragkette für das Schmiedestück entsprechend der Querschnitts-abnahme beim Schmieden. Erf.: Martin Küpper, Berlin-Reinickendorf. Anm.: Hydraulik, G. m. b. H., Duisburg.

Kl. 81 e, Gr. 129, C 53 866. Stapel- und Ablegevorrichtung mit fahrbarem Gestell für von einer Arbeitsmaschine ausgeworfene oder abfallende Bleche, Platinen u. dgl. Erf.: Karl Dilling, Düsseldorf. Anm.: Capito & Klein, A.-G., Düsseldorf.

### Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 36 vom 4. September 1941.)

Kl. 12 e, Nr. 1 507 530. Vorrichtung zum Entstauben von Gichtgas. H. A. Brassert & Co., Berlin-Charlottenburg.

Kl. 48 a, Nr. 1 507 570. Einrichtung zum Aetzpolieren von Metallschliffen mittels elektrolytischen Schnellverfahrens. Gebrüder Klees, Düsseldorf.

## Statistisches.

### Spaniens Erz- und Eisengewinnung im ersten Halbjahr 1941<sup>1)</sup>.

An Erzen wurden in Spanien im ersten Halbjahr 1941 u. a. gewonnen: Eisenerz 797 582 t, Manganerz 4482 t, Wolfram-erz 184 t, Zinnerz 116 t, Zinkerz 37 125 t, Bleierz 21 840 t. Die Roheisenerzeugung des ersten Halbjahres 1941 belief sich auf 257 593 t gegen 282 581 t in der gleichen Vorjahrszeit. Für Rohstahl liegt die gesamtspanische Erzeugungszahl des ersten Halbjahres noch nicht vor. Schätzungsweise wurden rd. 350 000 t Rohstahl gewonnen gegen 388 522 t im ersten Halbjahr 1940.

An der gesamtspanischen Eisenerz-, Roheisen- und Rohstahlgewinnung war die Provinz Biscaya mit folgenden Mengen beteiligt:

Biscaya:	Eisenerzförderung		Roheisenerzeugung		Rohstahlerzeugung	
	1940	1941	1940	1941	1940	1941
Monatsdurchschnitt						
1940	136 039		35 290		40 009	
Januar	124 136	74 414	31 714	27 048	39 588	33 060
Februar	132 367	56 232	29 090	23 983	38 397	26 619
März	147 679	117 373	36 789	23 277	43 758	34 259
April	156 033	91 966	35 081	29 209	40 214	35 693
Mai	143 696	93 703	37 168	31 542	39 900	37 499
Juni	146 698	89 320	37 275	29 536	42 595	35 990
Januar/Juni	855 609	523 008	207 117	163 595	243 453	203 120

### Ungarns Außenhandel im Jahre 1940.

	Einfuhr		Ausfuhr	
	1939	1940	1939	1940
	t	t	t	t
Steinkohle	294 471	874 435	33 325	14 466
Koks	476 086	664 853	14 544	10 443
Braunkohle	960	52	204 961	135 034
Briketts	—	—	1 650	455
Eisenerze	454 215	355 105	25 602	73 878
Alteisen	120 982	29 615	—	—
Roheisen und -legierungen	8 844	14 603	—	4
Rohblöcke, vorgewalzte Blöcke, Rohschienen	75	—	23 593	663
Stab- und Formstahl	1 160	1 596	32 072	15 604
Stabstahl, bearbeitet, poliert, auch kalt gewalzter oder gezogener Bandstahl	57	89	663	125
Schienen	208	145	3 576	6 041
Schwellen, Laschen und Unterlagsplatten	6	—	3 110	2 924
Eisenbahnweichen und Teile	36	—	814	441
Eisenbahnräder, Radsätze und Teile	192	588	3 004	2 723
Achsen für Eisenbahnwagen und Lokomotiven	15	—	291	53
Blech, roh	254	356	27 417	25 926
bearbeitet	1 115	1 903	1 314	674
Stahlröhren und Verbindungsstücke	707	471	14 552	5 736
Draht, gezogen	1 420	1 147	831	192
Draht, versinkt usw.	659	884	118	57
Drahtstifte	—	—	959	61
Eisenkonstruktionen	41	274	162	262
Schmiedestücke	1 414	1 507	164	269
Werkzeug- und Edelmetall	2 246	2 598	—	—
Röhren- und Verbindungsstücke aus Gußeisen	2	1	14	3
Andere Waren aus Gußeisen, schmiedbarem Guß und Sonderguß	174	90	2 426	679
Andere Eisenwaren ohne Kleineisenwaren	1 306	1 888	2 066	1 770
Eisen und Eisenwaren insgesamt	140 913	57 756	117 136	63 837
Maschinen	10 071	15 428	9 212	6 774
Fahrzeuge	14 389	7 855	1 174	2 104

### Die Schienenerzeugung der Vereinigten Staaten von Nordamerika im Jahre 1940.

Die Herstellung von Stahlschienen in den Vereinigten Staaten betrug nach Angaben des „American Iron and Steel Institute“<sup>2)</sup> im Jahre 1940 insgesamt 1 523 143 metr. t; sie hat gegenüber der Vorjahrserzeugung von 1 190 807 t um 342 336 t oder um rd. 29 % zugenommen und war die höchste Erzeugung seit dem Jahre 1930 (1 903 283 t). Von der Herstellung im Berichtsjahre entfielen 1 481 236 t Schienen aus Siemens-Martin-Stahl, 622 t aus Bessemer- und Elektrostahl und 41 285 t aus neugewalzten Altschienen. 127 407 t Schienen hatten ein Gewicht von 30 kg/m oder weniger.

### Die Eisen- und Stahlausfuhr der Vereinigten Staaten von Nordamerika im ersten Halbjahr 1941.

Obwohl die Eisen- und Stahlausfuhr der Vereinigten Staaten im Verlauf des Jahres 1941 von Monat zu Monat zurückgegangen ist, übersteigt das Ausfuhrergebnis des ersten Halbjahres<sup>1)</sup> das der gleichen Vorjahrszeit noch um rd. 250 000 t (alle Mengenangaben in metr. t). Die Halbjahrsausfuhr an Eisen- und Stahlschrott erreichte unter dem Einfluß der in Fortfall gekommenen japanischen und der verringerten englischen Bezüge weniger als den dritten Teil der entsprechenden Vorjahrs-mengen. Die Ausfuhrentwicklung in Eisen- und Stahlerzeugnissen und in Schrott während des ersten Halbjahres 1941 war folgende:

	Eisen- und Stahlausfuhr (ohne Schrott)		Eisen- und Stahlschrottausfuhr	
	1940	1941	1940	1941
	t	t	t	t
Januar	402 401	664 259	190 456	45 776
Februar	443 570	534 276	238 471	75 568
März	464 365	521 049	210 239	55 253
April	398 022	523 908	234 690	122 072
Mai	479 025	416 397	317 483	63 900
Juni	627 961	405 046	323 463	59 880
Januar bis Juni	2 814 944	3 064 935	1 504 803	422 449

In einigen der wichtigsten Erzeugnisse wurden in den einzelnen Monaten des ersten Halbjahres folgende Mengen ausgeführt:

	Januar	Februar	März	April	Mai	Juni
	t	t	t	t	t	t
Roheisen	81 300	47 800	27 400	88 400	27 400	35 600
Unlegiertes Stahlhalbzeug	205 200	116 800	125 000	74 200	59 900	59 900
Legiertes Stahlhalbzeug	55 900	41 700	24 400	38 600	31 500	31 500
Grobbleche (ohne Kesselblech)	44 700	32 500	32 500	34 500	24 400	21 300
Schwarze Feinbleche	36 600	34 500	36 600	29 500	32 500	27 400
Weißbleche	9 100	14 200	20 300	23 400	20 300	24 400
Bandstahl (warmgewalzt)	10 100	9 100	8 100	10 100	11 200	9 100
Röhrenstreifen	11 200	10 100	16 300	14 200	15 200	16 300
Stabstahl (warmgewalzt)	13 200	37 400	20 300	30 500	16 300	18 300
Betonstahl	8 100	14 200	15 200	22 400	18 300	13 200
Formstahl	38 600	34 500	23 400	18 300	22 400	15 200
Walzdraht	11 200	13 200	11 200	10 100	11 200	7 100
Röhren aller Art und Verbindungsstücke	27 400	26 400	35 600	38 600	25 400	36 600

Die rückläufige Entwicklung der amerikanischen Eisen- und Stahlausfuhr, die bereits im August 1940, dem Monat mit der höchsten Ausfuhrziffer (1 063 000 t) begonnen hatte, spiegelt einmal die für England fortschreitend größer werdenden Anfuhrschwierigkeiten und zum anderen den ständig zunehmenden Eigenbedarf der Vereinigten Staaten wider.

<sup>1)</sup> Deutscher Montandienst Nr. 36 vom 3. September 1941.

<sup>2)</sup> Iron Age 147 (1941) Nr. 48, S. 97.

## Wirtschaftliche Rundschau.

### Aus der kanadischen Eisenindustrie.

Die kanadische Eisen- und Stahlindustrie war immer auf die amerikanische Industrie angewiesen. Diese Verbundenheit hat sich in der letzten Zeit zu einer immer stärkeren Abhängigkeit entwickelt; und seit Bestehen des American-Canadian War Resources Board ist die gesamte kanadische Eisen- und Stahlindustrie völlig unter den Einfluß der Vereinigten Staaten gelangt.

Drei Punkte sind dabei vor allem beachtenswert:

1. die Erzeugungsgrundlage der kanadischen Schwerindustrie bleibt unverändert;
2. die Leistungsfähigkeit der Fertigwarenindustrie wird ständig erweitert;
3. Britisch-Indien wird als Rohstofflieferer herangezogen.

Zu 1. Während in den Vereinigten Staaten zahlreiche Neubauten von Eisen- oder Stahlwerken genehmigt, geplant und sogar wirklich in Angriff genommen werden (wie z. B. die Neubauten der Bethlehem Steel Co., der Columbia Steel Co. u. a.),

wird die Erzeugung der kanadischen Grobeisenindustrie auf dem bisherigen Stand gehalten, ja durch Nichtbewilligung von dringend erforderlichen Verbesserungsarbeiten sogar zurückgeschraubt. Die Erzeugung der kanadischen Eisen schaffenden Industrie reicht für den Eigenbedarf nur in Ferrolegerungen aus. Gemessen am Verbrauch des ersten Halbjahres 1941 wurden gewonnen: Ferrolegerungen 120 %, Gießereiroheisen 82 %, Stahleisen 73 %, Rohstahl 61 %, Walzwerkserzeugnisse im Durchschnitt 59 %. Ausgeführt wurde nur — und zwar ausschließlich nach England — Ferrosilizium, Ferromangan und Ferrokobalt; im Juli wurden 2176 t verschifft. Es sind derzeit weder neue Eisen- und Stahlwerke geplant, noch im Bau. Die Rohstoffversorgung der kanadischen Industrie ist weitgehend von Amerika abhängig. 27 % des verarbeiteten Schrottes und 21 % der verhütteten Kohle kamen aus den Vereinigten Staaten. Bei der zunehmenden Schrottknappheit hat man Kanada deutlich genug zu verstehen gegeben, daß die Schrottausfuhr nach

Kanada eine außerordentliche Belastung darstelle (obwohl diese unter 0,3 % des Gesamtaufbringens fiel), die nur durch erhöhte Nickellieferungen ausgeglichen werden könne. Die Politik der amerikanischen Schwerindustrie in bezug auf Kanada ist leicht wie folgt umrissen: Die Schwerindustrie der Vereinigten Staaten fürchtet eine Nachkriegskrise. Daher weigern sich alle Stahlwerke energisch, irgendwelche Ausbauten selbst vorzunehmen; sie werden vom Staat durch die Defence Plant Corporation finanziert. So auch z. B. die neuen Edgar Thomson Werke der Carnegie-Illinois Steel Co. in Braddock, Pa., deren Kosten von 32,6 Mill. \$ der Staat voll trägt. Kommt es zum Rückschlag, so glaubt man in Kanada einen sicheren Abnehmer von monatlich beträchtlichen Mengen Stahl zu haben. Daher werden eine Erweiterung der Roheisen- und Rohstahlerzeugung unterbunden und Anträge wie z. B. der Algoma Steel Co. auf Lieferung einer Hochofenanlage in den Vereinigten Staaten glatt abgelehnt; aber man tut alles, um den Verbrauch durch Schaffung neuer Fertigwarenindustrien zu fördern und diese vom Bezug amerikanischen Eisens und Stahles abhängig zu machen.

Zu 2. In Kanada sind deshalb zahlreiche neue Verbraucherindustrien neben der weiter im Ausbau befindlichen Rüstungsindustrie, Flugzeugindustrie, den Werften usw. im Entstehen. Alle diese Neubauten und Ausbauten erfolgen ohne Erweiterung der Rohstoffgrundlage. Die Deckung des dadurch ständig weiter steigenden Eisen- und Stahlbedarfs ist nur durch vermehrte Einfuhr aus den Vereinigten Staaten möglich. Für die erste Hälfte des Jahres 1942 ist z. B. der kanadische Einfuhrbedarf an Roheisen auf 176 000 t, für Rohstahl auf 345 000 t und für Walzwerkserzeugnisse auf rd. 220 000 t vorausgeschätzt worden. Alles muß Amerika liefern. Liefert es nichts oder nur weniger, so droht die ganze kanadische Weiterverarbeitung zusammenzubrechen.

Zu 3. Als zusätzliche Einfuhr ist, da die Verladung derzeit nach England einige Schwierigkeiten bereitet, zwischen der British Iron and Steel Corp. und dem Department of Munitions in Ottawa (durchführende Stelle ist die Allied War Supplies Co., Ottawa) eine Einfuhrmenge von 16 000 t Roheisen und 21 000 t Rohstahl für das letzte Vierteljahr 1941 vereinbart worden. Diese Mengen werden aus den von England in Indien aufgekauften Stahl- und Eisenanteilen an Kanada übertragen. Kanada übernimmt dann für England die Weiterverarbeitung zu Rüstungsmaterial und liefert dieses wieder nach Indien, dem Nahen Osten usw. Gemessen am großen Bedarf ist diese Menge natürlich nur gering.

Die kanadische Regierung hat die Gefahr, die diese Entwicklung mit sich bringt, erkannt und hat vorerst die Erzeugung einiger Werke vollständig beschlagnahmt; so die Herstellung an Blechen und Baustahl der Steel Co. of Canada und die Blech-

herstellung der Canadian Foundries and Steel Co. Beide Werke dürfen keine Privatgeschäfte mehr vornehmen. Außerdem will man aber über dem Wege von Werksenteignungen den Ausbau erzwingen; so sind die Anlagen der Canadian Iron and Steel Co. und die der Canadian Car and Foundry Co. „wegen Widerstandes der Besitzer gegen Regierungsanordnungen und wegen Unvermögen, mit den Arbeitern gedeihliche Uebereinkommen zu schließen“ vorläufig enteignet worden. Das letzte Werk ist sehr rüstungswichtig als Hersteller von Kampfwagen und Artilleriebedarf. Die Anlagen der Canadian Iron and Steel Co. liegen seit 1919 still; die obige Begründung ist daher für dieses Werk nicht recht verständlich. Die Gesellschaft ist eine Tochtergründung der U. S. Steel Co. aus dem Weltkriege, wurde 1918 fertig und schloß bald darauf ihre Pforten; sie könnte etwa 400 000 t Rohstahl erzeugen. Bisher haben die Amerikaner die Wiederingangsetzung stets verhindern können. Man wird also gespannt sein müssen, ob die kanadische Regierung versuchen wird, die ihr vom gemeinsamen kanadisch-amerikanischen Wehrausschuß auferlegten Fesseln zu sprengen. Alle Anzeichen deuten darauf hin, daß Ottawa diesen Schritt nicht wagen wird, sondern daß diese Enteignung vielmehr nur ein Schreckschuß war, um irgendwelche Zugeständnisse durchzusetzen.

**Demag, Aktiengesellschaft, Duisburg.** — Im Geschäftsjahr 1940 konnten Erzeugung und Ausbringen der Werkstätten gegenüber dem Vorjahre noch erhöht werden. Die Auslandsaufträge hielten sich erfreulicherweise auf der Höhe des Vorjahres. Der Auftragsbestand blieb fast unverändert. Der Erfolg der Umsatz- und Erzeugungssteigerung wurde im wesentlichen erzielt durch eine planvolle Lenkung des Arbeitseinsatzes und durch den Eifer und das unermüdliche Schaffen der Gefolgschaft. Durch eine verständnisvolle Zusammenarbeit der Stammgefolgschaft mit den neuangestellten, zum großen Teil berufsremden Gefolgschaftsmitgliedern, die umgeschult und angelehrt werden mußten, gelang es, den Bedürfnissen der Kriegswirtschaft gerecht zu werden. Im laufenden Geschäftsjahr ist die starke Beschäftigung der Büros und Werkstätten unverändert geblieben.

Der Abschluß weist einschließlich 206 814 *R.M.* Vortrag aus dem Vorjahre einen Rohgewinn von 51 546 883 *R.M.* aus. Nach Abzug von 27 991 145 *R.M.* Löhnen und Gehältern, 2 088 088 *R.M.* gesetzlichen sozialen Abgaben und 1 942 037 *R.M.* freiwilligen sozialen Leistungen, 8 134 547 *R.M.* Abschreibungen, 8 992 285 *R.M.* Steuern und 122 510 *R.M.* Beiträgen zu Berufsvertretungen verbleibt ein Reingewinn von 2 306 272 *R.M.* Hiervon werden 2 120 000 *R.M.* = 8 % Gewinn (wie im Vorjahre) auf das Aktienkapital von 26 500 000 *R.M.* ausgeteilt und 186 272 *R.M.* auf neue Rechnung vorgetragen.

## Vereins-Nachrichten.

### Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

#### Fachausschüsse.

Freitag, den 26. September 1941, 15 Uhr, findet in Düsseldorf, Eisenhüttenhaus, Ludwig-Knickmann-Str. 27, die

#### 30. Vollsitzung des Maschinenausschusses

statt mit nachstehender

#### Tagesordnung:

1. Hochdruckdampf- und Kesselanlagen im Hüttenbetrieb. Berichterstatter: Dr.-Ing. W. Güldner, Dortmund.
2. Ausführung und Bemessung von Preßwasserversorgungsanlagen, insbesondere für Thomasstahlwerke. Berichterstatter: Obering. H. Dittmar, Huckingen.
3. Farbstifte und ihre Anwendung zur Temperaturmessung im Betrieb im Bereich zwischen 120 und 600°. (Mit praktischer Vorführung.) Berichterstatter: Dr.-Ing. K. Guthmann, Düsseldorf.
4. Verschiedenes.

#### Eisenhütte Südwest,

#### Zweigverein des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute.

Mittwoch, den 17. September 1941, 15 Uhr, findet im Haus der Technik Westmark in Saarbrücken, Hindenburgstr. 7, eine

#### Sitzung des Fachausschusses Stahlwerk

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Leistungssteigerung bei Siemens-Martin-Oefen durch Kammerzusatzebeheizung, Bauart Haag. Berichterstatter: Dipl.-Ing. F. Engels, Neunkirchen.
2. Warmewirtschaftlicher Vergleich der Stahlherstellung mit und ohne Kammerzusatzebeheizung. Berichterstatter: Dr.-Ing. G. Prieur, Saarbrücken.
3. Verschiedenes.

#### Änderungen in der Mitgliederliste.

- Arbeit, Hans*, Dr. phil., Dipl.-Ing., Betriebswirtschaftler, Doggererz A.-G., Hüttenbetrieb, Straßburg (Elsaß), Hindenburgstr. 26; Wohnung: Johann-Sebastian-Bach-Str. 1. 35 012
- Barein, Kurt*, Dipl.-Ing., Betriebsleiter, „Schmiedag“, Verein. Gesenkschmieden A.-G., Hagen (Westf.); Wohnung: Dortmund, Lewin-Schücking-Str. 3. 33 005
- Fiala, Alfred*, Ingenieur, Betriebsdirektor, Gebr. Böhler & Co. A.-G., Edelstahlwerk Kapfenberg, Kapfenberg (Steiermark); Wohnung: Judenburg (Steiermark), Richard-Reif-Gasse 26. 18 027
- Landt, Walter*, Dipl.-Ing., 1. Stahlwerksassistent, Klöckner-Werke A.-G., Werk Osnabrück, Osnabrück; Wohnung: Rothenburger Str. 5. 35 304
- Luebke, Alex*, Oberingenieur, Reichsstelle für Eisen und Stahl, Berlin SW 68, Neue Grünstr. 18; Wohnung: Berlin-Charlottenburg 1, Richard-Wagner-Str. 3. 33 082
- Matuschka, Bernhard*, Dr. mont., Ing., Betriebsführer u. Werkdirektor der Reichswerke A.-G. Alpine Montanbetriebe „Hermann Göring“, Hütte Donawitz, Leoben-Donawitz (Steiermark); Wohnung: Werkshotel. 22 117
- Mooshake, Rudolf*, Dr.-Ing., Direktor, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Remscheid, Remscheid, Bliedinghauser Str. 21. 27 181
- Nußbaumer, Friedrich*, Chemiker, Laboratoriumschef, Nibelungenwerk St. Valentin, St. Valentin (Niederdonau); Wohnung: Schloß Erla. 40 310
- Schulz, Gerhard*, Direktor, Vorstandsmitglied der Mannesmann-Stahlblechbau A.-G., Berlin C 2, Schicklerstr. 7; Wohnung: Solingen-Ohligs, Hackhauserstr. 67. 39 274
- Schweiger, Hans*, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Mannesmannröhren-Werke, Abt. Heinrich-Bierwes-Hütte, Duisburg-Huckingen; Wohnung: Schulz-Knaudt-Str. 28. 27 262