DER STAHLBAU

Schriftleitung:
Geh. Regierungsrat Professor Dr.-Ing. A. Hertwig, Berlin-Wilmersdorf, Sächsische Str. 43
Fernsprecher: 87 7421
Professor W. Rein, Breslau, Technische Hochschule. — Fernsprecher: Breslau 421 61

Beilage zur Zeitschrift **DIE BAUTECHNIK** Fachschrift für das gesamte Bauingenieurwesen

Preis des Jahrganges 10 RM und Postgeld

11. Jahrgang | BERLIN, 8. April 1938 | Heft 7/8

Unser Bekenntnis am 10. April

Ein Volk! Ein Reich! Ein Führer!

Die neuen Lieferbedingungen für St 52 als Folge neuerer Versuche und Erfahrungen.[1]

Alle Rechte vorbehalten.

Von Dr.-Ing. Kommerell, Direktor bei der Reichsbahn im Reichsbahn-Zentralamt, Berlin.

I. Einleitung.

Das schon von Bismarck erstrebte Ziel, alle Eisenbahnen Deutschlands in einer einheitlichen Verwaltung zusammenzufassen, wurde erst nach dem für uns unglücklichen Ausgang des Weltkrieges erreicht. Unsere Feinde waren sich wohl nicht bewußt, daß gerade sie dieses Bestreben in wirksamster Weise unterstützten, als sie mit ihren ungeheuren Reparationsforderungen sich die deutschen Eisenbahnen aussuchten, um — wie sie meinten — einen dauernden Tribut aus den Eisenbahnen herauszuholen. Zwangsweise erleichterte dies die Verreichlichung der Eisenbahnen.

Für uns Brückenbauer trat hierbei als wichtigstes die Frage einheitlicher Lastenzüge zur Berechnung der Eisenbahnbrücken auf. Wenn im Anfang, als die neuen Vorschriften für Lokomotiven mit 25 t Achsdruck, Wagen mit 8 t/m Gewicht für den Massenverkehr herauskamen, große Bedenken über die Wirtschaftlichkeit und Notwendigkeit dieser Forderung verlauteten, so können wir heute nach 15 Jahren sagen, daß die Verwaltung mit der Einführung der neuen Lastenzüge N, E und G einen glücklichen Griff getan und das Richtige getroffen hat, um einerseits das unselige und kostspielige Wettlaufen zwischen Tragfähigkeit der Brücken und Achsdruck und Metergewicht der Fahrzeuge zum Abschluß zu bringen und dem Fahrzeugbau die Wege für die heutige Entwicklung zu ebnen. Aber nicht nur die zu geringe Tragfähigkeit der alten Brücken angesichts der immer höher werdenden Achslasten der Fahrzeuge, sondern auch der durch den langen Krieg vernachlässigte bauliche Zustand unserer Brücken machte es notwendig, daß viele alte Brücken durch völlig neue ersetzt werden mußten. Alles dies gab dem Eisenbahnbrückenbau einen ungeheueren Auftrieb. Besonders für die Überbrückung unserer breiten Ströme machte sich wegen der großen Stützweite der Brücken das Bedürfnis nach hochwertigen Baustählen geltend, bei denen die zulässige Spannung erhöht und damit das tote Gewicht der Brücken herabgedrückt werden konnte. Einen noch weit größeren Anstoß für die Entwicklung hochwertiger Baustähle gab der Auftrag des Führers zum Bau der Reichsautobahnen. In kürzester Zeit mußten die größten Bauwerke über breite Täler errichtet werden und Sie, meine Herren, wissen am besten, welchen großen Anteil die deutschen Brückenbauanstalten an der planmäßigen Durchführung dieser ungeheueren Bauvorhaben gehabt haben.

Einen weiteren großen Einfluß auf die Entwicklung der Baustähle hat die Einführung des Schweißens von Stahlbauwerken im Jahre 1930 und die Möglichkeit, Schweißkonstruktionen zu berechnen, gehabt.

II. Geschichtlicher Überblick.

Als der Reichsbahn im Jahre 1924 Baustähle angeboten wurden, die eine höhere Festigkeit als der St 37 hatten, untersuchten wir die neuen Stähle auf ihre Eigenschaften. Die Reichsbahn gab dann alsbald in richtiger Erkenntnis der Bedeutung dieser Stähle neue Lieferbedingungen für St 48 und Vorschriften für ihre Berechnung heraus. Die zulässige Spannung war um 30% höher als beim St 37. Damit war eine Entwicklung der hochwertigen Stähle eingeleitet, die heute noch nicht abgeschlossen ist.

Es folgte der Silizium-Baustahl mit noch höheren zulässigen Spannungen (50%). Der Silizium-Baustahl hatte wegen Gefahr von Überwalzungen (Doppelungen in den ausgewalzten Stücken) sehr bald dem St 52 Platz machen müssen. Nach den Vorläufigen Vorschriften für die Lieferung von Stahlbauwerken St 52 vom Juli 1930 hieß es bezüglich der Beschaffenheit:

1. Eine bestimmte chemische Zusammensetzung wird nicht vorgeschrieben, doch soll der Kohlenstoffgehalt bei Dicken $\leqq$ 18 mm im allgemeinen 0,20%, bei größeren Dicken 0,25% nicht überschreiten.
2. Der Baustahl St 52 muß sich für Schmelzschweißungen eignen und soll möglichst widerstandsfähig gegen Rostangriff sein (Zusatz von mindestens 0,25% Kupfer).
3. Die Reichsbahn behält sich das Recht vor, eine neue Stahlsorte vor der Zulassung eingehend zu prüfen, insbesondere auch auf Schweißbarkeit und Widerstand gegen Rosten.

Mit voller Absicht hat man damals bezüglich der chemischen Zusammensetzung keinerlei Vorschriften gegeben; man wollte mit Recht die Entwicklung nicht einengen und glaubte sich mit Einhaltung der mechanischen Eigenschaften begnügen zu können, nämlich:

Streckgrenze bei Dicken bis 18 mm $\geqq$ 36 kg/mm²,
Streckgrenze bei Dicken $>$ 18 mm $\geqq$ 35 kg/mm²,
Dehnung $\geqq$ 20%,
Faltversuch.

Die Schweißbarkeit wurde im allgemeinen nicht nachgeprüft oder man beschränkte sich darauf, zu prüfen, ob zwei Stücke aus St 52 zusammengeschweißt werden können. Während man bis dahin auch für Brücken die Lage der Streckgrenze als maßgebend für die zulässigen Spannungen ansah und nur bei Wechselstäben eine gewisse Herabminderung der zulässigen Spannungen mit Hilfe einer Faustformel für ausreichend hielt, ergab sich, als Graf in Stuttgart an der Hand ausgeführter Dauerversuche nachwies, daß die Ursprungsfestigkeit oder, wie man jetzt sagt, die Grundschwellfestigkeit bei den hochwertigen Stählen nicht höher war als bei St 37, daß die seitherige Auffassung überprüft werden mußte. Diese neuen Erkenntnisse führten zur Einführung des sogenannten γ-Verfahrens in den Berechnungsgrundlagen für stählerne Eisenbahnbrücken. Dieses Verfahren gab die Möglichkeit, die zulässigen Spannungen der hochwertigen Baustähle der durch ruhende Last hervorgerufenen Vorspannung anzupassen und die hohe Lage der Streckgrenze bei großen Vorspannungen auszunutzen.

Als die Reichsbahn im Jahre 1930 ihre ersten Vorschriften für die Berechnung geschweißter Stahlbauten herausbrachte, war man der Auffassung, daß es genüge, die Bauteile selbst mit den γ-Werten der Berechnungsgrundlagen (BE) zu berechnen, und daß es nur darauf ankam, die Biegemomente, Querkräfte usw. nach der amerikanischen Faustformel

$$M = \max M + {}^1/_2 (\max M - \min M)$$

[1]) Vortrag, gehalten im Deutschen Ausschuß für Stahlbau, München, 10. Dezember 1937.

zu erhöhen, damit die Schweißnähte selbst ausreichend bemessen wurden. Für die zulässigen Spannungen der Schweißnähte wurden die aus statischen Versuchen abgeleiteten verhältnismäßig niedrigen Werte zugrunde gelegt. Doch war man sich im Ausschuß schon damals darüber einig, daß nur groß angelegte Dauerfestigkeitsversuche Klarheit bringen konnten. Es bildete sich unter Leitung von Reichsbahndirektor, Geh.-Rat Dr.-Ing. ehr. Schaper im Jahre 1931 ein Kuratorium zur planmäßigen Durchführung von Dauerfestigkeitsversuchen an geschweißten Verbindungen, wobei auch genietete Konstruktionen zum Vergleich herangezogen wurden. Diese Dauerfestigkeitsversuche, die einen Kostenaufwand von rd. 50 000 RM verursachten, wurden richtunggebend für die weitere Entwicklung. Die wichtigsten Erkenntnisse aus diesen Versuchen sind folgende:

a) daß Schweißverbindungen, die, rein statisch geprüft, gute Ergebnisse ihrer Festigkeit lieferten, bei Dauerbeanspruchungen schlechte Ergebnisse ergeben konnten. Daher Trennung von Hoch- und Brückenbau;
b) daß Stumpfnähte wegen ihres natürlichen Kraftflusses wesentlich besser abgeschnitten haben als Kehlnähte;
c) daß der Mutterwerkstoff in der Übergangszone nicht höher beansprucht werden darf als die Schweißnaht selbst;
d) daß bei Kehlnähten die Form der Naht wichtiger ist als der Zusatzwerkstoff der Schweißnaht; (volle Kehlnähte sind bei Brücken weniger gut als leichte Kehlnähte mit allmählichem Übergang von der Schweißraupe zum Blech);
e) daß an Stellen, an denen Stirnkehlnähte angeordnet sind, oder da, wo Flankenkehlnähte beginnen oder endigen, die zulässige Spannung der Bauteile selbst erheblich herabgemindert werden muß auf

$$\sigma = \alpha \cdot \sigma_{zul},$$

wo α ein vom Verhältnis $\frac{\min M}{\max M}$ abhängiger Wert ist (z. B. $\alpha = 0{,}60$) und σ_{zul} die für ungestoßen durchgehende Bauteile zulässige Spannung ist (z. B. 1400 kg/cm² bei St 37);
f) daß ein wesentlicher Unterschied in den Dauerfestigkeiten von geschweißten Bauteilen aus St 37 und St 52 nicht gefunden wurde;
g) daß durchgehende Kehlnähte, z. B. zum Anschluß der Gurtung an die Stegbleche, ebenso hohe Grundschwellfestigkeiten σ_{Uz} hatten wie längs beanspruchte Stumpfnähte ($\sigma_{Uz} = 18$ kg/mm²).

Diese neuen Erkenntnisse führten 1935 zu den neuen Vorschriften für geschweißte Eisenbahnbrücken. Die zulässigen Spannungen der Bauteile und der Nähte wurden abhängig gemacht von der Art der Nähte und ihrer Lage. Es wurde dies ermöglicht durch Einführung der sogenannten α-Werte.

Damit war alles wissenschaftlich gut unterbaut. Vollwandträger, deren wirtschaftlich vertretbare größte Stützweite bei genieteter Bauweise bei etwa 30 m lag, konnten bei geschweißten Bauweisen mit Stützweiten bis zu 54 m ausgeführt werden. Gurtplatten bis rd. 80 mm Dicke konnten stumpf, wenn auch anfangs mit großen Schwierigkeiten, einwandfrei verschweißt werden, da alle wichtigen Nähte geröntgt und, wo dies nicht möglich war, mittels des Magnetpulververfahrens durchflutet wurden, so daß Schweißfehler aufgedeckt und beseitigt werden konnten.

III. Erfahrungen.

1. Alles schien in Ordnung zu sein, irgendwelche Risse von Bedeutung wurden an den zahlreichen geschweißten Brücken (abgesehen von durch Schweißen verstärkten Brücken) nicht festgestellt. Da kam plötzlich die aufsehenerregende Nachricht, daß (zum erstenmal) an den Verbindungsnähten der Gurtungen mit dem Stegblech an der Hardenbergstraße in Berlin Querrisse, also Risse senkrecht zur Kraftrichtung, gefunden wurden. Bei den Besprechungen ergab sich, daß bei den dicken Gurtplatten die Streckgrenze unverhältnismäßig hoch, nämlich bei 44 kg/mm² lag, bei einer Dehnung von 24 %. Es handelte sich also um einen Werkstoff, dessen mechanische Eigenschaften zwar sehr gut waren, der sich aber, wie die nachfolgenden Versuche zeigten, weniger gut zum Schweißen eignete. (Ob der eingebaute Werkstoff nicht zu hoch legiert war oder beim letzten Walzgang schon zu stark abgekühlt war, oder ob andere Gründe für die Rißbildungen vorlagen, wird erst die eingehende Untersuchung nach dem Ausbauen zeigen.) Da ich den Mißerfolg in Härtungserscheinungen am Übergang der Schweiße zum Mutterwerkstoff vermutete, ließ ich in der Mechanischen Versuchsanstalt des Zentralamts mit aus früheren Versuchen noch vorhandenen 1,2 m langen, 50 mm dicken Gurtplatten aus St 52 einen einfachen Versuch machen, der zeigen sollte, ob ein solcher Werkstoff durch plötzliches Abschrecken in Wasser von ungefähr 28° C aus dem glühenden Zustande stark härtet. Während (durch Kugeldruckversuche) festgestellt wurde, daß der Werkstoff im Anlieferungszustand etwa 60 kg/mm² Bruchfestigkeit hatte, stieg diese Festigkeit nach dem Abschrecken auf rd. 120 kg/mm². Der Werkstoff neigte also tatsächlich stark zu Härtungserscheinungen bei plötzlichem Temperaturwechsel. Es mußte nun aber auch festgestellt werden, wie sich die Verhältnisse beim Schweißen und beim Abkühlen einer Schweißnaht stellen. Zu diesem Zweck ließ ich in Wittenberge zu beiden Seiten einer 50 mm dicken Gurtplatte eine 4 mm tiefe Längsnut einfräsen und diese bei Zimmerwärme zuschweißen. Während die 50 mm-Proben im Anlieferungszustand um 180° ohne Anriß gefaltet werden konnten, brachen bei den in Dahlem angestellten Versuchen die mit Längsnut geschweißten 50 mm dicken Gurtplatten schon bei einem Biegewinkel von etwa 18°. Damit war einwandfrei der Nachweis erbracht, daß der Werkstoff der Gurtplatten und die Schweiße selbst infolge der Schweißung nicht imstande waren, die beim Biegen erforderliche Dehnung herzugeben. Ich habe schon frühzeitig darauf hingewiesen[2]), daß es ein gewisser Widerspruch ist, wenn man vom Mutterwerkstoff bei der Abnahme eine Dehnung von 20 % verlangt, während man sich nach der Ansicht verschiedener Sachverständiger bei der Schweißung selbst mit einer viel geringeren Dehnung (etwa 6 %) begnügen könne. Die Dehnfähigkeit der Schweiße im fertigen Bauwerk ist deshalb besonders wichtig, weil die großen, oft bis an die Streckgrenze heranreichenden Vorspannungen infolge des Schrumpfens nach dem Schweißen nur durch plastische Verformung bei der ersten Belastung abgetragen werden können.

In einem Aufsatz gelegentlich der Besprechung von Druckversuchen mit geschweißten Stützen habe ich auf diese Verhältnisse besonders aufmerksam gemacht[3]), ich habe dort auch den Biegewinkel berechnet, den man theoretisch zu erwarten hat, wenn auf eine Meßlänge von 100 mm eine durchschnittliche Dehnung von 10 % vorhanden wäre.

Der Biegewinkel ist im Bogenmaß

$$\alpha = \frac{2\,\Delta l}{t}.$$

Das heißt: je größer die Blechdicke t ist, um so kleiner ist der Winkel, und je besser die Dehnung ist, um so größer ist der Biegewinkel.

Es ergab sich z. B., daß

bei einer Probendicke von $t = 50$ mm ein Biegewinkel von 23°,
bei einer halb so dicken Probe dagegen ein doppelt so großer Biegewinkel zu erwarten ist.

Zugversuche sind, wie ich theoretisch nachwies, für die Beurteilung der Frage, ob die Probe durch das Schweißen eine zu große Oberflächenhärtung erfährt, ungeeignet. Um die Verhältnisse zu klären, wurden systematische Versuche mit längsgeschweißten Proben eingeleitet, auf die ich nachher noch zu sprechen kommen werde. Zunächst zur Frage der chemischen Zusammensetzung:

So sehr es für die Entwicklung der hochwertigen Baustähle gut war, daß die Stahlwerke durch Analysenvorschriften zunächst nicht eingeengt waren, so machten sich beim Schweißen von Brücken aus St 52 doch bald Zweifel geltend, ob denn auch bei dem unvermeidlichen Zusammentreffen von Stahltypen unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung aus verschiedenen Lieferwerken an demselben Bauwerk (Stegblech, Gurtungen) einwandfreie Verbindungen sicher zu erwarten sind, ganz abgesehen von der großen Schwierigkeit, auch den richtigen Schweißdraht zu verwenden. Daher war es wünschenswert und notwendig, die ursprünglich sehr schwankende chemische Zusammensetzung der Baustähle St 52 — es waren inzwischen 32 verschiedene Sorten entstanden — möglichst zu vereinfachen und Methoden auszuarbeiten, die die Schweißbarkeit der neuen Baustähle St 52 einwandfrei nachzuprüfen gestatten.

Die Vereinheitlichung des Baustahls St 52 wurde in Besprechungen mit dem Verein Deutscher Eisenhüttenleute (10. Juli und 11. November 1936 in Düsseldorf) vorbereitet, wobei zur Vermeidung starker Härtungen in der Übergangszone beim Schweißen vor allem die Begrenzung des Kohlenstoffgehalts für erforderlich gehalten wurde. Als Ergebnis dieser Vorbesprechungen wurden die „Technischen Lieferbedingungen für Baustahl St 52 und Nietstahl St 44" der Deutschen Reichsbahn, Drucksache 918 156, im Januar 1937 neu herausgegeben. In den neuen Lieferbedingungen wurde als obere Grenze für den Kohlenstoffgehalt der Wert von 0,20 % einheitlich festgesetzt. Der Mangangehalt wurde auf 1,2 %, der Siliziumgehalt auf 0,50 % und der Kupfergehalt auf 0,55 % begrenzt. Hierzu werden noch zusätzlich zugelassen: entweder 0,30 % Mn oder 0,40 % Cr oder 0,20 % Mo. Der Schwefel- und Phosphorgehalt soll im allgemeinen höchstens je 0,06 %, zusammen höchstens 0,1 %, betragen.

Bezüglich der Festigkeitseigenschaften wurden gewisse Erleichterungen festgesetzt; so z. B. im Dorndurchmesser beim Faltversuch und bei dickeren Proben als 30 mm in der Streckgrenze, die hierbei jetzt bis auf 34 kg/mm² herabgehen darf.

Die Anzahl von verschiedenen Stahlsorten St 52 hat sich praktisch auf folgende drei Typen verringert:

1. Chrom-Kupfer-Stähle,
2. Mangan-Silizium-Stähle,
3. Molybdän-Stähle.

Vom Eisen-Forschungsinstitut in Dortmund sind ferner systematische Versuche eingeleitet, ob nicht aus Gründen der Devisenersparnis das Kupfer durch Aluminium oder höheren Mangangehalt ersetzt werden kann. Es ergab sich, daß diese Bestrebungen vorläufig zu keinem befriedigenden Ergebnis führten. Nach dem Forschungsbericht Nr. 83/87 vom September 1937 dieses Instituts liegt die Wirkung des Kupfers darin, daß

[2]) Siehe Stahlbau 1933, S. 41, und Kommerell, Erläuterungen zu den Vorschriften für geschweißte Stahlbauten, I. Teil, S. 45. Berlin 1934, Wilhelm Ernst & Sohn.

[3]) Bautechn. 1937, Heft 12, S. 151.

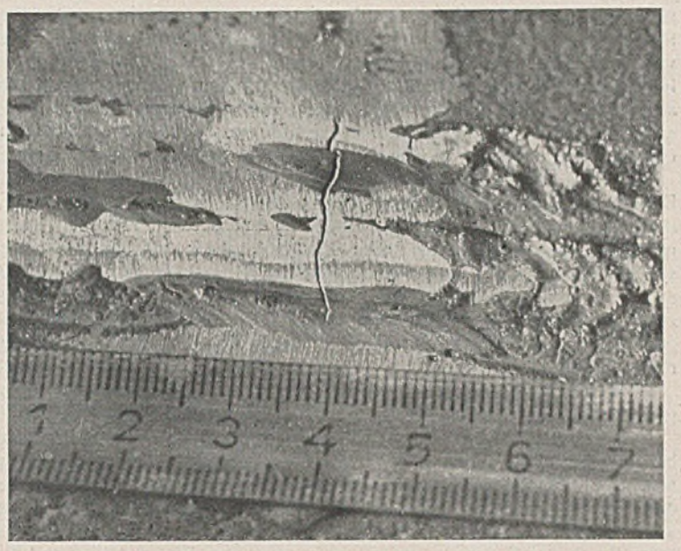


Bild 1. Riß in der etwas angeschliffenen Schweißnaht nach dem magnetischen Durchfluten gut sichtbar.

1. die Streckgrenze erhöht wird, ohne daß die Festigkeit entsprechend stark ansteigt,
2. die Dehnung zunimmt.

2. Ehe ich nun auf die eingeleiteten systematischen Versuche zur Feststellung der Schweißbarkeit von St 52 eingehe, möchte ich Erfahrungen bekanntgeben, die wir an einer großen geschweißten Brücke von St 52 gemacht haben. Es wurden dort ganz ähnliche Querrisse in den Verbindungsnähten der Gurte mit dem Stegblech festgestellt wie an der Hardenbergstraße am Zoo in Berlin. Die Risse waren sogar noch zahlreicher als am Zoo, allein glücklicherweise verliefen diese Risse nur in der Schweiße selbst oder äußerstenfalls in der Einbrandzone und setzten sich nicht wie am Zoo bis in den Mutterwerkstoff der Gurtplatten fort, auch war die Legierung günstiger (Bild 1). Die Reichsbahn entschloß sich daher, die Ausbesserung der Nähte zu versuchen. Nach den Berichten der zuständigen Reichsbahndirektion wurden zunächst die Analysen der Werkstoffe beschafft, aus denen die beschädigte Brücke hergestellt ist. Danach wurden geeignete Schweißdrähte von Wittenberge vorgeschlagen. Gewählt wurde Kjellberg St 52 A. Um zu prüfen, ob nach Beseitigung der schadhaften Schweißnähte ein Ersatz durch Auftragschweißung möglich ist, wurden zunächst Versuche mit einem Versuchsstück in natürlicher Größe in der Brückenbauanstalt ausgeführt (Bild 2). Die Gurtplatten waren 620 × 60 mm, das Stegblech 30 mm dick, wie an der schadhaften Brücke. Die bei dem Versuchsstück verwendeten Baustoffe sind die gleichen wie an dem Bauwerk. Zunächst wurde das Stegblech mit der Gurtung verschweißt, alsdann wurde die Halsnaht am Versuchsstück an drei verschiedenen Stellen geöffnet, und zwar bis zur Wurzel und in der gleichen Art, wie es am Bauwerk zur Entfernung der Risse für erforderlich gehalten wurde. Die Stelle 1 ist langsam mit einem 3,25 mm dicken Schweißdraht geschlossen worden. Die Stelle 2 mit einem 4 mm dicken Schweißdraht und schneller. Die Stelle 3 gleichfalls mit einem 4 mm dicken Schweißdraht, wobei aber die Rückseite mit Preßluft derart gekühlt wurde, daß sie kaum handwarm wurde. Die Röntgenaufnahmen der versuchsweise geschweißten Stellen zeigten bei der Stelle 1 eine einwandfreie gute Naht. Der Film der Stelle 2 zeigte an der Gurtplattenseite einen Längsriß, derjenige der Stelle 3 viele zu einem Bündel vereinigte Längsrisse. Aus dem Befund der Stelle 1 wurde geschlossen, daß die Ausbesserung der schadhaften Nähte am Bauwerk bei genügender Sorgfalt möglich ist. Am Bauwerk sind alsdann die Ausbesserungsarbeiten mit großer Sorgfalt in Angriff genommen worden. Beim Herausschleifen der Schweiße auf kurze Längen wurde ständig mit dem elektromagnetischen Durchflutungsgerät so lange untersucht, bis keine Risse mehr festzustellen waren. Die geöffnete Naht wurde in der bei dem Versuchsstück unter 1 angegebenen Art zugeschweißt, und zwar durch denselben Schweißer, der am Versuchsstück geschweißt hatte. Dabei wurden die einzelnen Lagen der Ausbesserung von der Wurzel nach außen nebeneinander gelegt. Bei den ersten Ausbesserungen sind die Fehlstellen zunächst nur einseitig geöffnet worden. Die Röntgenaufnahmen zur Kontrolle zeigten dann aber mehrmals, da das neue Schweißgut in der Hälfte der Naht porenfrei war, daß sich auf der nicht ausgebesserten Seite ebenfalls Fehlstellen befanden. Zur Vereinfachung wurden schließlich die Nahtstellen auf beiden Seiten des Stegblechs gleichzeitig stückweise geöffnet und nach dem Ausschleifen durch Auftragschweißung wieder geschlossen. Die nachträglichen Röntgenaufnahmen zeigten, daß die ausgebesserten Stellen einwandfrei und bedeutend besser waren als die ursprünglichen Nähte. Alle Fehlstellen sind, nachdem sie ausgebessert waren, nochmals geröntgt worden. In einigen Fällen zeigten sich dabei noch Fehler, die ebenfalls noch beseitigt wurden. Nach Fertigstellung der Ausbesserungsarbeiten wurde die Brücke mit Hilfe des Brückenmeßwagens eingehend untersucht, wobei festgestellt wurde, daß auch nach den Probebelastungen keinerlei Schäden oder Veränderungen festzustellen waren. Selbstverständlich werden diese Messungen später wiederholt werden und auch die Schweißnähte in bestimmten Zeitabständen durch Röntgenaufnahmen untersucht werden. Zusammenfassend kann gesagt werden, daß die Ausbesserungsarbeiten zu einem vollen Erfolg geführt haben, so daß das Bauwerk jetzt als einwandfrei angesehen werden kann. Auf eine Besonderheit wird noch hingewiesen: Als die zunächst angelieferten Schweißdrähte Kjellberg St 52 A verbraucht waren, wurden Schweißdrähte mit der gleichen Namenbezeichnung, jedoch einer anderen Lieferung benutzt. Mit diesen Schweißdrähten ließen sich die Ausbesserungsarbeiten trotz größter Sorgfalt beim Schweißen nicht ausführen. Immer wieder entstanden in den ausgebesserten Stellen Längsrisse. Nachdem eine andere Lieferung herangezogen wurde, ließen sich die Ausbesserungsarbeiten einwandfrei durchführen.

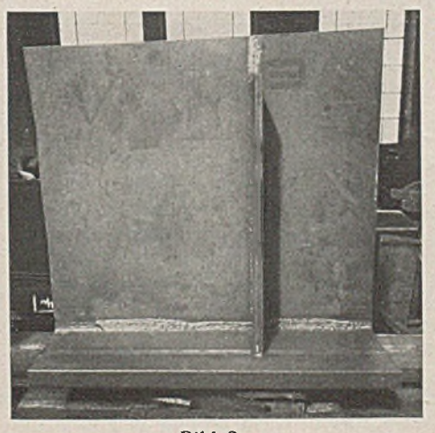


Bild 2.

Daraus ergibt sich, wie wichtig die richtige Auswahl des Schweißdrahtes ist, und daß es bei großen Bauwerken aus St 52 dringend zu empfehlen ist, an Stücken, die den wirklichen Verhältnissen am fertigen Bauwerk entsprechen, Versuche durchzuführen.

IV. Ergebnisse systematischer Versuche zur Feststellung der Schweißbarkeit.

1. Gefügeuntersuchungen an stumpf geschweißten Proben.

Nachdem im Juli 1936 die neuen Vorschriften für die Legierung der St 52-Stähle vereinbart waren, beauftragte das Reichsverkehrsministerium das Staatliche Materialprüfungsamt in Dahlem, die Schweißbarkeit der neuen Stahlsorten an Platten 400 × 400 (24,5 bis 30 mm dick) zu prüfen. Von sechs führenden Werken wurden je zwei Platten, und zwar geglüht und ungeglüht, zur Verfügung gestellt. Die Platten wurden in der Mitte aufgeschnitten und alsdann ohne weitere Wärmebehandlung wieder mittels X-Naht vorschriftsmäßig verschweißt. Ergebnis:

a) Die Röntgenuntersuchung ergab, daß wohl einige Schweißnähte kurze Schlackenzeilen aufwiesen, daß aber im übrigen in keinem Falle Risse zu erkennen waren. (Da bei so kurzen Stücken die Enden der zu verschweißenden Platten frei beweglich sind, können kaum große Schrumpfspannungen in der Längsrichtung der Schweiße auftreten.)

b) Schweißspannungen in der Querrichtung. Eine Gesetzmäßigkeit in den größten Spannungen konnte nicht festgestellt werden, ob geglühte oder ungeglühte Platten verschweißt wurden. Es ergaben sich aber große Unterschiede in den aus Dehnungen errechneten Spannungen, sowohl auf der Ober- als auch auf der Unterseite der Platten. Die größte Spannung lag meist in der Übergangszone, manchmal aber auch in der Mitte der Schweiße. Wohl war die größte Spannung bei dem Stahl mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt (0,258 %, Reduktionsstahl der Charlottenhütte) mit 32,8 kg/mm² am größten, bei dem kleinsten Kohlenstoffgehalt (0,13 %) war die größte Spannung 24 kg/mm², während sie bei 0,17 % Kohlenstoffgehalt mit 21,8 kg/mm² am niedrigsten war. Die ermittelten Spannungen sind in keinem Fall außergewöhnlich hoch und zeigen keinerlei Anhalt zu irgendwelchen Befürchtungen.

c) Ergebnisse der Härtemessungen. Bei keinem Stahl wurde eine außergewöhnliche Härtung festgestellt, auffallend war, daß bei dem Reduktionsstahl der Charlottenhütte (0,258 % C) die größte Vickershärte mit 226 VE kaum größer war als beim Stahl mit C = 0,13 %, wo sie 222 VE betrug. Bei dem Stahl mit C = 0,16 % war die Vickershärte mit 252 VE am größten. (Innerhalb dieses Bereichs ergeben die Vickershärten etwa dieselben Festigkeitswerte wie beim Kugeldruckversuch nach Brinell.)

d) Mikroskopische Untersuchung der Schweißnähte. Es wurden Schliffe gemacht: 1. des ungeglühten Werkstoffs, 2. des geglühten Werkstoffes, 3. des Werkstoffs in der Übergangszone der Schweißstellen: α) bei ungeglühten, β) bei geglühten Platten.

Ein Einfluß des Ausglühens auf die Gefügeausbildung in der Übergangszone war nicht zu erkennen, angesichts der hohen Temperatur des Schweißguts aber auch nicht zu erwarten. Das vorherige vollständige Ausglühen und Erkaltenlassen vor dem Schweißen ist zur Erzielung besserer Schweißarbeiten zwecklos.

Das Staatliche Materialprüfungsamt in Dahlem schreibt zu den Versuchsergebnissen: „Das einzige Anzeichen, das hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften zu Bedenken Anlaß gab (unabhängig von der Schweißfrage), ist das bei einer Stahlsorte festgestellte Auftreten von Widmannstättischem Gefüge. Offenbar zeigte diese Stahlsorte eine gewisse Empfindlichkeit gegen die Wärmebedingungen beim Walzen und Abkühlen. Wegen der anzunehmenden Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs beim Auftreten dieser Gefügeart (Sprödigkeit, Rißneigung) sollte dieser Erscheinung besondere Beachtung geschenkt werden und durch systematische Untersuchungen eine Klärung versucht werden." (Dahlem meint, daß kleine Rißbildungen und Trennungen, die in letzter Zeit bei einem Werk bei dicken Gurtplatten in der Mitte der Platten festgestellt wurden, möglicherweise auf ähnliche Ursachen zurückzuführen sind.) Mit dem Schweißen haben diese Erscheinungen an sich nichts zu tun, wenn auch diese bei geschweißten Bauwerken gefährlicher als bei genieteten sind.

2. Versuche zum Nachweis der Schweißbarkeit der Stähle.

Nachdem rein theoretisch die Wichtigkeit möglichst großer Dehnfähigkeit der fertigen Schweiße erkannt war und durch die obenerwähnten einfachen Vorversuche (Abschreckversuch, Faltversuch mit längsgeschweißter Nut) festgestellt wurde, daß bei St 52 die Gefahr von Härtungserscheinungen in der Übergangszone tatsächlich vorliegt, handelt es sich als Wichtigstes darum, einen möglichst einfachen, nicht zu teuren, für die Abnahme geeigneten Versuch zu finden, durch den die Dehnfähigkeit des geschweißten Werkstoffs nachgewiesen werden kann.

Durch die mit den Platten 400 × 400 angestellten, soeben besprochenen Versuche konnte die Frage der Schweißbarkeit der Stähle nicht geklärt werden, weil bei so kleinen Platten, die nach allen Seiten beweglich sind, nennenswerte Schrumpfspannungen nicht auftreten können. Aber auch auf die Einführung des anfänglich in Aussicht genommenen Abschreckfaltversuchs mußte verzichtet werden,

a) weil die Vorgänge beim Schweißen doch wesentlich verschieden sind, indem dabei die Abkühlung nicht so schroff ist und die rasche Wärmeableitung wesentlich von den Abmessungen der zu verschweißenden Teile abhängt;

b) weil der Abschreckfaltversuch, der bei einzelnen Behörden eingeführt wurde, erfahrungsgemäß nicht als unbedingt zuverlässig und eindeutig erkannt wurde.

Es sind daher seitens der Reichsbahn systematische Faltversuche mit längsgeschweißten Proben eingeleitet worden. (Es sei hier gleich bemerkt, daß es genügen würde, die Schweißbarkeit mit den dickeren Proben (50 mm) nachzuweisen, bei denen ja die Wärme ungleich rascher abgeleitet wird als bei dünnen Proben. Doch sollen diese Verhältnisse, um ein klares Bild zu bekommen, auch bei dünneren Proben geprüft werden.)

Die Versuchsanordnung geht aus Bild 3 hervor. Die Stäbe für den Faltversuch erhielten einseitige, durch Ausfräsen hergestellte halbkreisförmige Nuten von 4 mm Tiefe. Diese Nuten wurden mit geeigneten Schweißdrähten so zugeschweißt, daß auf der Oberfläche möglichst kein hoher Wulst entstand. Verwendet wurden 5 mm dicke umhüllte Schweißdrähte, die teils von den Stahlwerken mitgeliefert wurden, teils, sofern der Schweißdraht vom Stahlwerk freigestellt war, durch die Schweißtechnische Versuchsabteilung des RAW Wittenberge ausgesucht wurden. Auf ein Vorwärmen oder Ausglühen der Proben wurde zunächst verzichtet, um Verhältnisse, wie sie zur Zeit in der Praxis vorliegen, zu schaffen. Der für die Proben erforderliche Werkstoff wurde von den Walzwerken kostenfrei zur Verfügung gestellt. Da nicht in Frage kam, daß die Werke besondere Schmelzungen für die Versuche walzten, mußten die Abnahmebeamten aus laufenden Lieferungen von Blechen, Breitflach- und Wulststählen geeignete Stähle nach den gewünschten Abmaßen auswählen. Sämtliche Probekörper wurden, um eine einheitliche Behandlung sicherzustellen, in der Schweißtechnischen Versuchsabteilung des RAW Wittenberge bearbeitet und geschweißt, die Versuche selbst im Staatlichen Materialprüfungsamt Berlin-Dahlem durchgeführt. Die Proben gingen infolge der Notwendigkeit, die Werkstoffe aus passenden laufenden Lieferungen entnehmen zu müssen, und wohl auch infolge der verständlichen Einstellung der Werke, Probewerkstoffe erst nach Durchführung eigener Versuche zu liefern, anfänglich sehr spärlich ein.

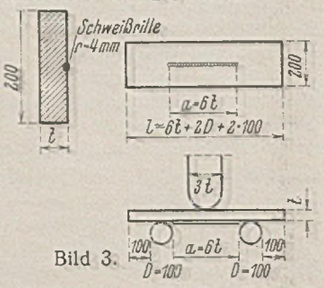


Bild 3.

Die bis heute vorliegenden Untersuchungen in Dahlem zeigen folgende Ergebnisse:

A. Chemische Zusammensetzung, Festigkeitseigenschaften der geprüften Stähle. Vertreten waren Chrom-Kupfer-, Mangan-Silizium- und Molybdän-Stähle.

Die Analysen hielten sich in den Grenzen der neuen Lieferbedingungen mit Ausnahme des Kohlenstoffgehalts beim (zu Vergleichszwecken mit hinzugezogenen) Reduktionsstahl St 52 der Charlottenhütte, wo der Kohlenstoffgehalt bis zu 0,25% betrug. Die Zugfestigkeit der nicht geschweißten Proben war bei allen Lieferungen im allgemeinen bedingungsgemäß. Die vorgeschriebene Streckgrenze wurde bei den Längsproben erreicht, bei Reduktionsstahl jedoch nicht. Die Bruchdehnung war im allgemeinen ausreichend. Beim Faltversuch mit dem Mutterwerkstoff wurden Biegewinkel von 180° bei sämtlichen Längsproben, die um einen Dorn mit einem Durchmesser gleich der zweifachen Probendicke gebogen wurden, erreicht.

B. Die Faltversuche mit längsgeschweißten Proben in Dahlem sind noch nicht abgeschlossen. Die nachstehend erwähnten Versuche beziehen sich durchweg nur auf 500 mm dicke Proben, und, da die meisten Proben wie bei einem Dauerbruch plötzlich glatt durchgeschlagen sind, auf den Bruch. (Wenn die Proben nicht durchbrechen, sondern zunächst nur einen Anriß erhalten — wobei der Versuch schon als erledigt zu betrachten ist —, so muß der zwischen den Backen des Biegestahls gemessene Biegewinkel bei einem etwaigen Klaffen entsprechend verringert werden.)

Die 200 mm breiten Probekörper wurden so in die Biegevorrichtung gelegt, daß sich der Schweißwulst auf der gezogenen Seite befand.

Es sei vorweggenommen, daß es sich für die Ergebnisse als ziemlich belanglos erwies, ob an den Probekörpern die Schweißraupe belassen, bearbeitet oder abgearbeitet wurde, da die ersten Anrisse im allgemeinen von der Übergangszone und nicht von der Oberfläche ausgingen. Festgehalten wurden die erreichten Biegewinkel beim Auftreten der ersten Anrisse und beim Bruch der Proben sowie die aufgewendeten Kräfte, auch beim Eintreten eines Kraftabfalls. Das vorläufige Ergebnis ist kurz folgendes:

Der kleinste erreichte Biegewinkel betrug 2° bei 3% gemessener Dehnung auf 1 cm Meßlänge, dabei war der Gehalt an:

C = 0,20% Cr = 0,38%
Mn = 1,04% Cu = 0,41%.
Si = 0,38%.

Der größte Biegewinkel betrug rd. 40° bei 20% Dehnung auf 1 cm Meßlänge, dabei war der Gehalt an:

C = 0,16% Si = 0,58%
Mn = 0,94% Cu = 0,21%.

Auffallend war, daß der chromhaltige Stahl verhältnismäßig am schlechtesten abschnitt. Da aber nur zwei Typen Cr-Zusatz hatten, so kann hieraus noch kein Urteil gefällt werden. Aus den Analysen der Mutterwerkstoffe läßt sich jedenfalls dieses starke Streuen des Biegewinkels und der Dehnung nicht erklären, auch nicht aus der Art des verwendeten Schweißdrahts. Soviel kann man wenigstens sagen, daß diese Probe sehr gut auf eine mangelhafte Dehnfähigkeit der Schweißverbindung anspricht.

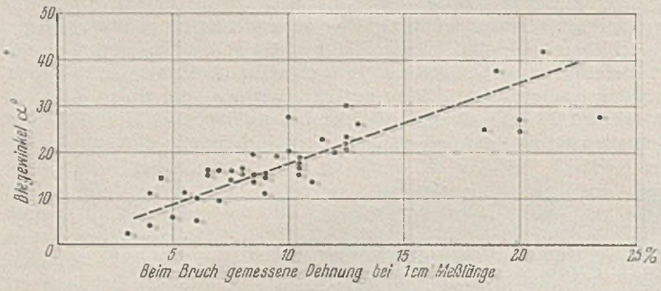


Bild 4.

Trägt man nun die erreichten Biegewinkel in Abhängigkeit von der erreichten Dehnung auf (Bild 4), so sieht man, daß man aus den Biegewinkeln doch allerlei Schlüsse ziehen kann, und daß hier eine Gesetzmäßigkeit unverkennbar ist. Man sieht vor allem, daß eben Proben, die nur ganz geringe Dehnung haben, unbrauchbar sind und daher auch nur einen kleinen Biegewinkel aufweisen. Es ist also nach meiner Auffassung abwegig, diesen Versuch von vornherein abzulehnen. Vor allem muß durch weiteres Studium geklärt werden, worauf denn die geringen Dehnungen und die damit in Zusammenhang stehenden kleinen Biegewinkel zurückzuführen sind.

Ich halte es daher für wichtig, die eingeleiteten Versuche fortzusetzen, wobei auch die Stützrollen versuchsweise einen doppelt so großen Abstand ($a = 12$ t) erhalten können. (Nach neuerdings in Dahlem durchgeführten Versuchen mit doppelt so großem Abstand der Stützrollen scheint dabei die Streuung nicht mehr so groß zu sein.)

Auffallend ist, daß beim rein statischen Zugversuch mit dicken Platten, mit zugeschweißter Längsnut, trotz der geringen Dehnfähigkeit noch hohe mechanische Gütewerte erreicht wurden, nämlich:

	Streckgrenze kg/mm²	Zugfestigkeit kg/mm²	Bruchdehnung δ_5 %
Probendicke 50 mm	35,6	55,5	15,3
Kleinstwert bei Probendicke 30 mm	33,9	52,1	6,6
Größtwert bei Probendicke 30 mm	39,1	57,5	14,8

Sicher spielt bei diesen Schweißungen, wie auch aus den beschriebenen Instandsetzungsarbeiten hervorgeht, die richtige Auswahl der Schweißbedingungen eine Hauptrolle. Alles muß aufeinander abgestimmt sein, und es kann bei großen Bauwerken aus St 52 nur dringend empfohlen werden, vorher ähnliche Faltversuche mit einzubauenden dicken Gurtplatten zu machen, um entsprechend dem angelieferten Werkstoff auch die richtigen Schweißdrähte zu verwenden und die richtige Schweißbehandlung zu finden.

In Verfolg einer Besprechung im Staatlichen Materialprüfungsamt in Dahlem vom 15. Juni 1937 hat ein kleiner Ausschuß, der sich mit diesen Fragen beschäftigt, am 17. September 1937 in Düsseldorf eine Sitzung abgehalten. In dem Ausschuß wurde über ähnliche von verschiedenen Werken vorgenommene Versuche wie folgt berichtet:

C. Dr.-Ing. Schönrock (Krupp) fand beistehende Biegewinkel bei St 52. Wurden aber die Proben nach dem Schweißen normal geglüht, dann ergab sich bei 25 mm Blechdicke ein Biegewinkel von 146°. Nachdem er aber die Probekörper unmittelbar vor dem Schweißen auf 200° C erhitzt hatte, fand er bei 25 mm Blechdicke einen Biegewinkel von 66°.

Blechdicke t	kleinster Biegewinkel beim 1. Anriß
13	51°
25	31°
45	5°

Er fand also sehr deutliche Zusammenhänge zwischen Werkstoff und auch Werkstoffdicke und dem Biegewinkel. Mit steigender Probendicke fällt der Biegewinkel stark ab. Durch Anwärmen vor dem Schweißen konnten wesentlich größere Biegewinkel erreicht werden.

D. Dr.-Ing. Grosse (Ilseder Hütte) stellte ebenfalls fest, daß bei längsgeschweißten Proben aus St 52 die Biegewinkel mit zunehmender Gurtplattendicke kleiner werden, sie betrugen bei 50 mm dicken Platten nur noch 4 bis rd. 27°. Er schreibt: „Die Proben bogen sich so lange durch, als die Dehnbarkeit der Schweißraupe bzw. der gehärteten Übergangszone eine rißfreie Biegung gestattete. Wird diese Dehnbarkeit überschritten, so bildet sich in der Schweißraupe ein Anriß, der sofort einen in den Grundwerkstoff verlaufenden Anbruch auslöst." (Starkes Absinken der Kraftanzeige.)

Die auf 100° C unmittelbar vor dem Schweißen erwärmten Proben erreichten stets einen größeren Biegewinkel als die bei Zimmertemperatur geschweißten.

E. Direktor Hauttmann (GHH) fand Zusammenhänge zwischen Aufhärtung und Biegewinkel. Bei mit Längsnut geschweißten Proben fand er, daß bei Blechen, die in der Längsrichtung gebogen wurden, die Biegewinkel größer waren als in der Querrichtung. Durch vorheriges Erwärmen der Bleche wurden bessere Biegewinkel erreicht.

F. Prof. Dr. Schulz (Forschungsinstitut Dortmund). Beim Studium seines Versuchsberichts kommt man zu folgenden Ergebnissen:

1. Ein Glühen des St 52 und Erkaltenlassen vor dem Schweißen der Längsnut brachte keine wesentlichen Änderungen in der Größe des Biegewinkels.

2. Eine Faltprobe aus St 52 (siehe Tafel, lfd. Nr. 1) mit 50 mm Dicke ohne Nut, nur mit einer etwa 50 mm langen Raupe auf der Blechoberfläche zeigte bei 3° den 1. Anriß, sie brach bei 11° Biegewinkel. Ohne die Schweißnaht ließ sich die Probe glatt um 180° falten. (Hieraus kann geschlossen werden, daß die Schweiße ungenügende Dehnfähigkeit hatte und wahrscheinlich der Schweißdraht ungeeignet war.)

3. Um den Einfluß des Durchmessers des Schweißdrahts kennenzulernen, wurden Proben von 25 mm Dicke (siehe Tafel, lfd. Nr. 2 bis 6) und 100 mm Breite geschweißt, nachdem sie vorher normalgeglüht waren. Der erreichte Biegewinkel war mit 120° am größten bei 5 mm Drahtdicke und war kleiner bei dünneren und dickeren Drähten (37°). Die Zusammensetzung der Proben geht aus Tafel, lfd. Nr. 2, hervor. (Hierzu ist zu bemerken, daß praktisch der Durchmesser des Schweißdrahts aus anderen Gründen ziemlich festliegt. Im ganzen sind die Biegewinkel verhältnismäßig höher als sonst. Besonders fällt der Unterschied gegenüber der lfd. Nr. 1 (Biegewinkel 3° bei 50 mm dicker Probe) auf.)

4. In der Tafel, lfd. Nr. 7 bis 10, sind die Biegewinkel bei einseitiger Nut, im Anlieferungszustand der Proben verschweißt, angegeben. Es handelt sich um denselben Werkstoff und dieselben Schweißdrähte wie bei lfd. Nr. 1. Der Biegewinkel bei 50 mm dicken Proben beträgt auch nur 4°, abgesehen von der 30 mm dicken Probe ist eine Abhängigkeit des Biegewinkels von der Probendicke unverkennbar.

5. In der Tafel, lfd. Nr. 11 bis 26, wurden die Ergebnisse von Proben teils aus Breitflachstahl, teils aus Blechen dargestellt. Schweißdraht ist nicht angegeben. In der Spalte 10 bedeuten die Buchstaben A bis D die Bezeichnung des Werkstoffs der Proben, wie sie Dr. Schulz in seinem Bericht angegeben hat. Er kommt zu folgendem Schluß:

a) „Die Längsproben aus dem Blech ergaben viel höhere Biegewinkel als die Proben aus Breitflachstahl.

Tafel. Versuche von E. H. Schulz, Dortmund, zur Feststellung der Schweißempfindlichkeit von St 52 (Unionbaustahl).

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Lfd. Nr.	Probendicke t	Analyse des St 52							Schweißdraht		Kleinster Biege-∡	Bemerkungen
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Marke	⌀		
1	50	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	S. H. lila (neu)	5	3°[1])	Probe ohne Nut, Schweiße nur oben.
2	25 (× 100)	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	S. H. lila	3	87°	Proben vor dem Schweißen normalgeglüht. Ohne Längsnut, nur mit aufgelegter Raupe.
3	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	desgl.	4	82°	
4	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	desgl.	5	120°	
5	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	desgl.	6	49°	
6	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	desgl.	8	37°	
7	20	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	S. H. lila (neu)	5	26°	4 mm-Längsnut, nur auf der Zugseite, im Anlieferungszustand verschweißt.
8	30	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	desgl.	5	6°	
9	40	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	desgl.	5	16°	
10	50	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	desgl.	5	4°	
11	50	0,15	0,23	0,95	0,042	0,024	0,32	0,20	(A)		25°	Breitflachstahl, Längsprobe.
12	50	0,16	0,35	1,22	0,031	0,032	0,50	0,38	(B)		30°	desgl.
13 u. 14	40	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	(C)		8°	Breitflachstahl, 2 Längsproben im Walzzustand geprüft.
15 bis 18	40	0,18	0,41	1,22	0,037	0,032	0,43	0,38	(C)		45°	4 Proben wie bei lfd. Nr. 13 u. 14, jedoch nach vorhergehender Vergütung der Proben.
19 bis 22	50	0,17	0,36	1,00	0,016	0,026	0,35	0,48	(D)		45°	Bleche, 4 Längsproben.
23 bis 26	50	0,17	0,36	1,00	0,016	0,026	0,35	0,48	(D)		13°	Bleche, 4 Querproben (13°, 20°, 24°, 26°).
27 bis 29	25	0,17	0,64	0,88	0,113	0,040	0,67	0,79	(2)		20° | 28° | 45°	Probe bei —20° geschweißt.
30 u. 31	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	(1)		58° | 43°	Probe bei Raumtemperatur geschweißt.
32 u. 33	25	0,17	0,64	0,88	0,113	0,040	0,67	0,79	(2)		26° | 29°	desgl.
34 u. 35	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	(1)		26° | 49°	Probe im Wasser bei + 20° geschweißt.
36 u. 37	25	0,17	0,64	0,88	0,113	0,040	0,67	0,79	(2)		103° | 38°	desgl.
38 u. 39	25	0,17	0,39	1,00	0,030	0,033	0,39	0,73	(1)		134° | 150°	Probe mit Brenner vorher auf 200° erwärmt.
40 u. 41	25	0,17	0,64	0,88	0,113	0,040	0,67	0,79	(2)		141° | 113°	
42	25	0,20	0,55	1,08	0,016	0,019	0,22	0,56			52°	Breite der Probe beim Schweißen und bei der Prüfung 125
43 u. 44	25	0,20	0,55	1,08	0,016	0,019	0,22	0,56			52° | 61°	desgl. 100
45 u. 46	25	0,20	0,55	1,08	0,016	0,019	0,22	0,56			148° | 160°	desgl. 75
47 u. 48	25	0,20	0,55	1,08	0,016	0,019	0,22	0,56			180°	desgl. 50
49 u. 50	25	0,20	0,55	1,08	0,016	0,019	0,22	0,56			180°	desgl. 25

[1]) Beim 1. Anriß, beim Bruch 11°.

b) Von dem Breitflachstahl zeigte die dünnere, nur 40 mm dicke Probe C einen sehr viel geringeren Biegewinkel als die dickeren Proben A und B, — aus der Zusammensetzung der Stähle ist diese Erscheinung durchaus nicht zu erklären." (Hierzu ist zu sagen, daß bei den Proben im Anlieferungszustand irgendeine Unregelmäßigkeit vorgelegen haben muß — vielleicht auch bei Auswahl des Schweißdrahts —, denn es fällt auf, daß nach vorhergehender Vergütung — vier Proben desselben Werkstoffs — alle Proben Biegewinkel von 45° ergaben; ein großer Einfluß der Wärmebehandlung vor dem Schweißen ist sonst nicht festgestellt worden.)

Durch Faltversuche mit ungeschweißten Proben, aber mit eingebrachtem Kerb, wurde übrigens von Dr. Schulz festgestellt, daß der Werkstoff C im Anlieferungszustand einen nur kleinen Biegewinkel, nämlich 5,5° gegen 180° ohne Kerb, hergab. (Runddorn $d = 30$ mm.) Nach dem Glühen bei 880° C und Luftkühlung war mit Kerb der Biegewinkel 26°, während er beim Glühen bei 920° C und Abschrecken in Öl wieder auf 6° absank. (Der Werkstoff war also im Anlieferungszustand nicht in Ordnung.)

c) „Die der Zusammensetzung nach deutlich „härtere" Probe B erreichte einen größeren Biegewinkel als die „weichere" Probe A." (Hierzu ist zu sagen, der Kupfergehalt ist bei B wesentlich höher als bei A — 0,38 gegen 0,20. — Es fällt aber ganz besonders der Vergleich mit lfd. Nr. 1 auf, bei der die Legierung fast wie bei B war; wenn also bei lfd. Nr. 1 nur ein Biegewinkel von 3° erreicht wurde, so werden dort ähnliche Unregelmäßigkeiten wie bei lfd. Nr. 13 und 14 vorgelegen haben.)

d) „Die Querproben des Bleches ergaben erheblich niedrigere Biegewinkel als die Längsproben."

e) „Sofern die vorliegenden Proben überhaupt bereits ein Urteil zulassen, ist die Prüfung mit abgearbeiteter Raupe anscheinend etwas ungünstiger."

f) Besonders wichtig sind die Versuche des Einflusses der Temperatur der Werkstücke während des Schweißens. Verwendet wurden zwei Stahlmarken (1) und (2), siehe Spalte 10 der Tafel. Dicke der Proben 25 mm. Die Proben waren 100 mm breit und wurden vor dem Schweißen normalgeglüht.

Es wurde unter folgenden Bedingungen geschweißt:

α) Einsetzen des zu verschweißenden Stabes in eine Kältemischung aus Spiritus—Kohlensäure bei — 20°;

β) Schweißen in normaler Weise bei Raumtemperatur;

γ) Einsetzen des zu schweißenden Stabes in Wasser von + 20° während des Schweißens;

δ) Erwärmen der Probe vor dem Schweißen mit dem Schweißbrenner auf 200°.

Alle Stäbe wurden vor dem Schweißen normalgeglüht.

Dr. Schulz schreibt: „Beim Schweißen in der Kälte, an der Luft und bei + 20° C im Wasser scheint der Biegewinkel nur wenig von der Temperatur beeinflußt zu werden. Beim Anwärmen der Proben vor dem Schweißen auf 200° C vergrößerte sich bei beiden Stahlmarken der Biegewinkel ganz erheblich."

Es wurde durch Brinellproben die Härte in der Übergangszone festgestellt; der erreichte Biegewinkel hängt nicht mit dieser Härte zusammen. Wieweit jedoch bei diesen Versuchen eine Feinstzone aus Martensit sich zwischen Grundwerkstoff und Schweiße bildet, wie sie von Dr. Rapatz beobachtet wurde, muß weiteren Prüfungen vorbehalten bleiben. Es wurde ferner der Einfluß verschiedener Walzbedingungen geprüft. Wenn auch diese Versuche noch nicht zum Abschluß gekommen sind, so läßt sich doch bereits erkennen, daß der erzielte Biegewinkel offenbar in weitgehendem Maße von dem Zustand des Stahles beeinflußt wird.

g) Es wurden ferner Versuche zur Prüfung des Einflusses der Probenbreite auf den Biegewinkel gemacht (s. Tafel). (Es ist schade, daß nicht alle Proben beim Schweißen gleich breit waren und sie dann erst für den Faltversuch auf die geringere Breite gebracht wurden, jedenfalls wurde in Dahlem gefunden, daß — wie bei den Versuchen von Dr. Schulz — die Biegewinkel bei schmalen Probenbreiten größer ausfallen.)

Ich bin der Meinung, daß zwar die Ergebnisse noch nicht befriedigen, daß aber noch weitere Versuche mit einheitlichem Programm vorgenommen werden müssen. Der kleine Unterausschuß, der in Düsseldorf am 17. September 1937 diese Frage geprüft hat, hält es auch für wichtig, daß weitere Versuche beschleunigt durchgeführt werden.

Zusammenfassend komme ich auf Grund der bis jetzt vorliegenden Ergebnisse zu folgenden Schlußfolgerungen:

1. Die festgestellten Härtungserscheinungen kommen um so mehr zur Geltung, je größer die Masse der zu schweißenden Probe gegenüber der Schweiße selbst ist. Daraus folgt, daß man die weiteren Versuche einheitlich zunächst mit 50 mm dicken und 200 mm breiten Platten vornehmen sollte.

2. Da das Abarbeiten des Werkstoffs für den Faltversuch auf geringere Breite teuer ist, empfiehlt es sich, den Faltversuch mit den unverändert gelassenen Proben zu machen. Dies empfiehlt sich auch zur einheitlichen Beurteilung, weil festgestellt wurde, daß bei schmaleren Proben größere Biegewinkel erzielt wurden. Gegen eine Vergrößerung des Abstandes der Stützrollen ist nichts einzuwenden.

3. Für das Schweißen von Brücken kommen nur solche Schweißdrähte in Betracht, die, für sich niedergeschmolzen, Proben mit hoher Streckgrenze, eine Bruchdehnung am kurzen Proportionalstab von mindestens 22% und eine große Kerbzähigkeit ergeben, da sonst bessere Werte in der Schweißverbindung natürlich nicht zu erwarten sind. (Die mechanischen Eigenschaften des niedergeschmolzenen Schweißguts sollten möglichst ebensogut wie die des verwendeten St 52 sein.) Es ist einwandfrei nachgewiesen, daß die Dehnfähigkeit und Kerbzähigkeit der Schweiße ganz erheblich herabsinkt, wenn beim Schweißvorgang die Luft in das Schweißbad eindringen kann; der Stickstoff der Luft scheint hier besonders schädlich zu sein. Es kommen für wichtige Brückenschweißungen daher nur solche Schweißdrähte in Frage, die den Zutritt der Luft zur Schweiße verhindern. (Die höhere Wärmeentwicklung kann bei guter Dehnfähigkeit der Schweiße als weniger schädlich in Kauf genommen werden. Wegen der bei Brücken verlangten Drehvorrichtungen kommt im allgemeinen nur die Wannenlage beim Schweißen in Frage.) Die mechanischen Eigenschaften des niedergeschmolzenen Schweißguts sollten möglichst ebensogut wie die des verwendeten St 52 sein, sie sollten zur einheitlichen Beurteilung der Versuche mit längsgeschweißter Nut stets nachgewiesen werden.

4. Da der Einfluß des Schweißwulstes unbedeutend ist, kann der Schweißwulst belassen bleiben.

5. Um den Einfluß des Werkstoffs der Proben möglichst gleichmäßig zu gestalten, empfiehlt es sich, für die Versuche alle Proben vor dem Verschweißen normalzuglühen.

Bei den späteren Abnahmevorschriften wird man vielleicht das Normalglühen nicht ausdrücklich vorschreiben.

6. Bei allen Versuchen sollte einheitlich ein Schweißdraht von 5 mm Durchmesser vorgeschrieben werden.

7. Da allgemein das Vorwärmen der zu verschweißenden Längsnut auf 200° C viel höhere Biegewinkel ergeben hat, empfiehlt es sich, folgende Parallelversuche zu machen:

α) normalgeglühte Proben zu verschweißen bei Zimmerwärme;

β) normalgeglühte Proben bei Zimmerwärme zu verschweißen, aber unmittelbar vor dem Schweißen hergehend die Schweißnut und ihre Umgebung auf etwa 200° C mittels des Schweißbrenners zu erwärmen.

8. Maßgebend sind die kleinsten Biegewinkel beim 1. Anriß, wobei beim etwaigen Klaffen der Fuge der gemessene Biegewinkel entsprechend zu verkleinern ist.

9. Die Proben sollten möglichst von demselben Schweißer geschweißt werden. Nach dem Erkalten sollten die Schweißnähte durchflutet und geröntgt werden, um festzustellen, ob in der Schweißnut Schrumpfrisse entstanden sind.

10. Mit den Blechdicken sollte man in den Bauwerken vorläufig nicht über 50 mm hinausgehen.

11. Bei zu schweißenden Stahlbauwerken ist bei Stumpfnähten, wo ohnedies die Wurzel ausgeräumt wird, das Vorschweißen mit dünnem Draht zwecklos.

Die Fließbehinderung bei der Biegung von Balken und Stützen aus Baustahl.

Alle Rechte vorbehalten.

Von Prof. Dr. techn. Josef Fritsche, Prag, Deutsche Technische Hochschule.

Die von der neueren Fließbedingung geforderte Erhöhung der Fließgrenze σ_F des Baustahls bei der Einwirkung eines ungleichmäßigen Spannungsfeldes bzw. ein Einfluß der Querschnittsform auf die Festigkeitseigenschaften ist in Fachkreisen zum Teil mit großer Zurückhaltung aufgenommen, zum Teil sogar abgelehnt worden. Die bisher vorliegenden Versuche gestatten keine endgültige Stellungnahme, und wenn auch dem Versuche die letzte Entscheidung vorbehalten bleiben muß, ist es doch notwendig, zunächst einmal die von dieser neueren Auffassung des Fließvorganges eingeführten Begriffe dem Verständnis näherzubringen. Bevor eine derartige gedankliche Klärung und eine eindeutige Herausarbeitung der Voraussetzungen nicht erreicht ist, erscheinen weitere Versuche verfrüht, da man mit verschiedenen Stahlsorten glaubwürdig machen kann, was man will, besonders wenn man gewisse Erscheinungsreihen, bei denen sich Unterschiede ergeben, mehr oder weniger als nebensächlich abtut. Der Fortschritt kann nur durch eine theoretische Durchdringung der Fließerscheinungen erzielt werden, und dem Versuche kann lediglich die Aufgabe zufallen, eine Theorie zu bestätigen oder zu beweisen, daß ihre Voraussetzungen unrichtig oder zu eng gestellt sind. Da dem Fließvorgang eine entscheidende Rolle bei allen Sicherheitsfragen des Stahlbaues zukommt, ist es unerläßlich, sich zu bemühen, denselben restlos zu verstehen und diese Erkenntnisse zu einer Rechnungsgrundlage zusammenzufassen.

Während sich die Festigkeitslehre bisher vielfach ausschließlich darum bemüht hat, die in einem Bauwerk infolge äußerer Lasten auftretenden inneren Spannungen auf rein elastischer Grundlage zu berechnen und daraus einen Schluß auf die Sicherheit des Bauwerks zu ziehen, geht

man heute immer mehr dazu über, die äußeren Lasten unter besserer Berücksichtigung der tatsächlichen Werkstoffeigenschaften mit Zuständen im Bauwerk zu verknüpfen, die in irgendeiner Weise den Bestand desselben gefährden: die reine Spannungsberechnung zwecks Einhaltung einer zulässigen Spannung wird allmählich durch das Traglastverfahren abgelöst werden. Jede Spannungsberechnung muß einen elastischen Verformungsbereich voraussetzen; die Beobachtung der wirklichen Werkstoffeigenschaften läßt jedoch unmittelbar erkennen, daß mit wachsender Belastung die plastischen Verformungen zu immer größerer Bedeutung für den Bestand des Bauwerks gelangen müssen. Um daher bei hohen Lasten zu einer besseren Übereinstimmung zwischen Rechnung und Erfahrung zu kommen, hat man zunächst das unbegrenzt elastische Kontinuum, das durch die beiden Elastizitätskonstanten E und m gegeben ist, durch ein elastisch-idealplastisches Kontinuum ersetzt (Bild 1), das einen Stoff versinnbildlichen soll, der unter gewissen Umständen plötzlich seine bisherige Elastizität verliert und zu rein plastischer Verformung übergeht. Über diese Umstände und ihre rechnerische Fassung (Fließbedingung) ist bisher noch keine Übereinstimmung erzielt worden; es ist einleuchtend, daß der Aufbau der Plastizitätslehre dadurch stark gehemmt wird.

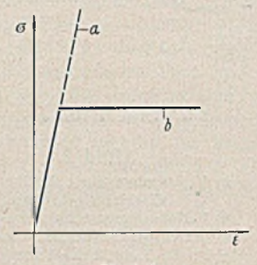


Bild 1.
a) Verformungsgesetz des elastischen Kontinuums.
b) Verformungsgesetz des elastisch-idealplastischen Kontinuums.

Aus dem geschichtlichen Werdegang der Festigkeitslehre heraus ist es gut verständlich, daß sich aus der reinen Elastizitätslehre zunächst eine Wissenschaft entwickelte, die neue Auffassungen im wesentlichen auf frühere Vorstellungen zu gründen versuchte und daher die Fließbedingung mit dem örtlichen Spannungszustande in Verbindung brachte; damit nahm man gleichzeitig an, daß ein Körperelement auf die gleiche Spannung unter allen Umständen mit der gleichen Verformung antworte. Ein Einfluß der Spannungen in der Umgebung der betrachteten Stelle war damit ausgeschlossen. Die Versuche mit gleichmäßigen Spannungszuständen schienen dieser Auffassung Recht zu geben; sie ermöglichten eine Prüfung der verschiedenen Annahmen und Gesetze, mit denen man den Fließbeginn an den Spannungszustand knüpfte. Die fortgeschrittenste Annahme ist heute die Hypothese von der Konstanz der Gestaltänderungsarbeit; wenn sie auch vom physikalischen Standpunkt aus noch recht geheimnisvoll erscheint und kaum untersucht ist, was dem Kontinuum damit für Verformungsgesetze zugesprochen worden sind, ist sie innerhalb ihrer Gültigkeitsgrenzen doch von großem Werte. Übrigens ist erst unlängst von Kuntze[1]) versucht worden, ihren Inhalt mit den physikalischen Grundlagen aller bleibenden Verformungen, dem Gleiten und dem Trennen der Kristalle im Haufwerk in Übereinstimmung zu bringen. Die auf diese Hypothese begründete Fließbedingung ermöglichte nun den Aufbau einer Plastizitätslehre, die zunächst nur den Nachteil einer recht schwierigen rechnerischen Behandlung mit sich brachte, die aber im übrigen zu einer klaren und scharfen Begriffsbildung für die ertragbare Höchstlast führte. Sie mußte naturgemäß ein mit wachsender Belastung sich stetig ausbreitendes Fließgebiet, dessen Begrenzung durch die Fließbedingung bestimmt war, und einen plastischen Abbau der Spannungsspitzen des elastischen Feldes ergeben. Da über die mit dem Fließen im Werkstoff sich abspielenden Vorgänge keine weiteren Annahmen notwendig waren, hatte man damit noch außerdem die Möglichkeit, diese Art der Plastizitätslehre für alle Werkstoffe, die zu plastischer Verformung befähigt waren, anwenden zu können und ähnlich wie bei der Elastizitätslehre zu einer für alle Werkstoffe gültigen Plastizitätslehre zu gelangen. Dabei war bekannt, daß die mit dem Fließen zusammenhängenden Erscheinungen bei verschiedenen Stahlsorten ganz verschieden abliefen und die Erscheinungsbilder beim Beton, dessen plastischer Verformungsbereich einwandfrei nachgewiesen werden konnte, nicht einmal als ähnlich mit denen beim Baustahl bezeichnet werden durften.

Daß sich derartige gedankliche Bestrebungen mit den Erfahrungstatsachen nur schwer in Einklang bringen lassen würden, ist leicht einzusehen, und es war zu erwarten, daß diese ältere, vielfach von zu stark oder sogar ausschließlich mathematisch eingestellten Köpfen geschaffene Plastizitätslehre von der Werkstoffprüfung her einer scharfen Kritik unterzogen werden würde. Die mit dem Werkstoff besser und mit der recht hoch getriebenen Elastizitätstheorie weniger gut Vertrauten glaubten fordern zu müssen, mit der Rechnung bzw. ihren Grundlagen die ihnen geläufigen Beobachtungen am Prüfkörper verstehen und erklären zu können, und da sich das als unmöglich herausstellte, traten sie bald in immer schärferen Gegensatz zu den aus der älteren Fließbedingung gewonnenen Ergebnissen. Während die bisherige Behandlung der Aufgabe einfach mit Hilfe der Fließbedingung ein Körpergebiet abgrenzte, das sich im Fließzustande befindet, wobei man darunter nur verstand, daß es sich an der Aufnahme der Laststeigerung nicht mehr beteiligte, und daneben ein anderes Gebiet bestehen ließ, das sich noch immer rein elastisch verformte, wurde von Werkstoffprüfern darauf aufmerksam gemacht, daß auf Grund ihrer Erfahrungen, der Art und Weise, in welcher sich der Werkstoff von einer bestimmten Grenze ab der Laststeigerung entziehen konnte, große Bedeutung zukommen müsse; man könne beim Baustahl niemals von dem Fließen eines Raumteils, sondern immer nur von dem Fließen in dünnen Schichten sprechen, die diesen Raumteil durchsetzten und die sich in der Form der bekannten Lüdersschen Linien beobachten ließen. Der Bereich, in dem derartige Linien auftraten, vergrößerte und vertiefte sich wohl mit wachsender Belastung, doch durchaus nicht stetig im Sinne der Kontinuumstheorie, sondern die Fließschichten traten plötzlich und sprunghaft in Erscheinung, wobei nicht zu verkennen war, daß sie im wesentlichen den Hauptschubspannungslinien folgten.

Eine Erklärung der Fließschichtenbildung konnte nur auf einer Grundlage gelingen, die den Gefügeaufbau des Werkstoffes mit in Rechnung stellte; denn es ist einleuchtend, daß sowohl die Fließ- als auch die Bruchbedingung nur auf physikalische Beobachtungen begründet werden konnten, da der Kontinuumsbegriff dafür keine Anhaltspunkte bieten konnte. Wenn es gelang, diese in mathematischer Form darzustellen, so konnte man die elastische Kontinuumstheorie beibehalten, mit der Einschränkung, daß dem Kontinuum nun neue, rechnerisch gegebene Eigenschaften aufzuerlegen waren. Schließlich hat ja auch die ältere Plastizitätslehre diesen Vorgang eingeschlagen, nur muß die Begründung der Fließbedingung lediglich auf den plötzlichen Knick in der Spannungs-Dehnungs-Linie bei gleichmäßigen Spannungszuständen als zu eng und zu einseitig bezeichnet werden. An den übrigen Erscheinungen des Fließvorganges, die bei verschiedenen Werkstoffen ganz verschieden abliefen, hatte man mehr oder weniger bewußt vorbeigesehen.

Die Einsicht in den Gefügeaufbau unserer Werkstoffe ging von physikalischen Erkenntnissen über die Natur der Kristalle aus. Der reine Kristall ist ein Raumgitter aus Atomen, das sich beim Anlegen einer sich im Gleichgewicht befindlichen Kräftegruppe zunächst elastisch verformt, wobei sich der Abstand der einzelnen Gitterpunkte vergrößert oder verkleinert; irgend ein Platzwechsel der Atome tritt dabei nicht auf, Gitternachbar bleibt Gitternachbar. Grobmechanisch wird dieser Verformungsvorgang durch das Hookesche Gesetz mit den beiden Festwerten E und m befriedigend wiedergegeben. Bei einer bestimmten Größe der äußeren Kräfte tritt jedoch bei einem Kristall eine Erscheinung auf, die in einem Abgleiten einzelner Atomschichten längs kristallographisch bestimmter Ebenen und Richtungen besteht, wobei der Abgleitungsweg ein Vielfaches des Gitterabstandes beträgt, so daß die Nachbarverhältnisse im Gitter tiefgreifend gestört werden; diese Gleitebenen sind die Ebenen mit der dichtesten Atombesetzung. Die Höhe der Gleitschwelle des Kristalls ist in der Hauptsache von der Lage der Gleitebenen zur Kraftrichtung abhängig. Zu beachten ist noch, daß die Gleitvorgänge ohne Gefügetrennung vor sich gehen. Für die Beurteilung der Verformungsgesetze eines Werkstoffes (Kristallhaufwerk) ist mit diesen Erkenntnissen noch recht wenig erreicht. Abgesehen davon, daß die regellose Lagerung der einzelnen Kristalle bei festgelegter Richtung der äußeren Kraft zu einem Haufwerk aus Elementen mit verschieden hoher Gleitschwelle führt und daher zu statistischen Verfahren zwingt, wenn man sein Verhalten unter derartigen Umständen genauer beschreiben will, treten noch neue Unbekannte in der Form der Korngrenzenfestigkeit und der Dichte der Lagerung der einzelnen Elemente hinzu; ein Kristallhaufwerk mit größeren oder kleineren Poren ist ja ohne weiteres denkbar. Bei großer Korngrenzenhaftung und dichter, lückenloser Lagerung der einzelnen, gleitfähigen Bestandteile wird ein Werkstoff mit ganz anderen Eigenschaften entstehen, als wenn man dieselben Kristalle unter den gegenteiligen Umständen zusammenfügt. In dem einen Falle ergibt sich ein bildsamer, zu großer plastischer Verformung befähigter Werkstoff, da die dichte Lagerung den Gleitvorgang in den einzelnen Kristallen zur Auslösung bringen kann, während im anderen Falle der Werkstoff spröde sein wird und zu einem frühzeitigen Auseinanderbrechen neigen muß; er bricht an den Korngrenzen, sein Gefüge lockert sich auf, die Gleitfähigkeit seiner Bestandteile kann gar nicht zur Auswirkung kommen, da die eingeschränkte Korngrenzenhaftung die innere Kraftübertragung von Korn zu Korn nicht mehr in ausreichendem Maße gewährleisten kann und die einzelnen Kristalle die Möglichkeit haben, sich durch gegenseitige Verschiebungen und Verdrehungen dem Gleiten zu entziehen.

Von diesem Standpunkte aus wird man zwei Grenzfälle des Gefügeaufbaues und der Lagerung der einzelnen Kristalle zu unterscheiden haben, zwischen die sich dann das Verhalten eines wirklichen Werkstoffes einfügen wird: einen ideellen Stoff mit porenlosem, von Lockerstellen (Einschlüssen von Kristallen minderer Festigkeit) völlig freiem Gefüge und entsprechend hoher Gefügekohäsion und einen zweiten Stoff, der durch einen reichlichen Gehalt an Poren und Lockerstellen gekennzeichnet ist. Aus später ersichtlichen Gründen soll der erste Idealfall als der Stoff mit vollkommener Spitzenanpassung und der zweite als der Stoff mit plastischem Abbau der Spannungsspitzen bezeichnet werden. Es ist zunächst zu untersuchen, in welcher Weise sich in diesen beiden Grenzfällen die Fließerscheinungen unterscheiden müssen, und es wird

[1]) Stahlbau 1937, S. 177.

dann auf Grund dieser Erscheinungen leicht möglich sein, die Frage zu entscheiden, zu welchem Grenzfalle ein wirklicher Werkstoff hinneigt.

Es ist eben auseinandergesetzt worden, daß weniger die Art des Kristalls als das Gefüge des Haufwerkes die Fließbedingung des Werkstoffes bestimmen muß, und es ist daher zweckmäßig, sich zunächst über das Kleingefüge des Baustahls eine genauere Vorstellung zu verschaffen. Der Baustahl besteht aus einem regellosen Gemenge aus Ferrit und Perlit, wobei sich der Anteil an dem zweiten Stoffe nach dem Kohlenstoffgehalt des Baustahls richtet. Ferrit ist reines α-Eisen und seine Kristalle sind gleitfähig oder bildsam (große Verformungsfähigkeit zwischen Gleitschwelle und Bruchgrenze), Perlit ist ein eutektoidisches Gemenge aus Ferrit und Zementit (Eisenkarbid) und wird so bezeichnet, weil sich seine beiden Bestandteile bei Kristallisation aus der Schmelze abwechselnd in dünnen Schichten anordnen, wodurch die entsprechend geätzte Schliffläche ein perlmutterähnliches Aussehen bekommt. Reine Zementitkristalle sind wie alle Kristalle aus chemischen Verbindungen hart und spröde (geringe Verformungsfähigkeit zwischen Gleitschwelle und Bruchgrenze oder Fehlen der Gleitfähigkeit überhaupt). Die Kristallgitter der beiden Stoffe sind bekannt, und man findet darüber im Schrifttum alle näheren Angaben[2]). Die harten und spröden Zementitlamellen verhindern zunächst jedes weitgehendere Gleiten des sie umgebenden Ferrits, der Werkstoff verhält sich elastisch. Ein Beweis für diese Annahme sind die Erscheinungen beim Weichglühen; der Stahl wird dadurch besser bearbeitbar, daß sich dabei die harten Zementitlamellen des Perlits bei der hohen Temperatur, die über dem Perlit-Punkte (721° C) liegen muß, unter dem Einfluß von Oberflächenkräften zu Kügelchen zusammenballen. Man spricht von kugeligem oder körnigem Perlit. Die Grenze des elastischen Zustandes ist die Proportionalitätsgrenze; diese P-Grenze ist insofern keine physikalische Größe, als sie nur nach Vereinbarung festgelegt ist; sinngemäß würde sie dem Abzweigungspunkte der Spannungs-Dehnungs-Linie von der Hookeschen Geraden entsprechen. Es ist jedoch bekannt, daß dieser Punkt um so tiefer rückt, je weiter man die Beobachtungsschärfe steigert. Die P-Grenze hat wahrscheinlich mit den Besonderheiten des Baustahlgefüges selbst nichts unmittelbar zu tun, obwohl die Zementitmenge nicht ganz ohne Einfluß darauf sein kann; eher hängen die ersten kleinen Abweichungen vom Hookeschen Gesetze mit Gefügestörungen zusammen. Die infolge dieser kleinen Lockerstellen auftretende innere Kerbwirkung bedingt überdurchschnittliche Beanspruchung der Korngrenzen und löst ein verfrühtes Gleiten in den benachbarten Ferrit-Kristallen und Atomanlagerungen an den bedrohten Stellen aus; bei statischer Beanspruchung können sich durch das Gleiten die Lücken unterteilen, die Spannungsspitzen ebnen sich ein, Druckspannungen leichter und vollkommener als Zugspannungen, indem neue Berührungsflächen geschaffen werden. Bei schwingender Beanspruchung wird jedoch das örtliche Gleiten um die Lockerstellen herum oder das Ausheilen von Gefügestörungen durch hohe Spannungsspitzen keine dauernde Verbesserung des inneren Spannungszustandes bewirken können; die Lockerstellen führen in diesem Falle zu Trennungsbrüchen, die sich mit der Wiederholung der Belastung ständig ausbreiten und schließlich einen Schwingungsbruch des Werkstückes zur Folge haben. Je weniger Lockerstellen im Feingefüge ein Baustahl aufweist, um so höher muß seine Schwingungsfestigkeit und daher auch seine P-Grenze liegen. Es wäre demnach zweckmäßig und gedanklich begründet, als P-Grenze eines Baustahls seine Schwingungszugfestigkeit einzuführen, sie so von der Willkürlichkeit ihrer Festsetzung zu befreien und zu einer physikalischen Größe zu machen. Bei dem ideellen Stoffe des Bildes 1b fällt die P-Grenze mit dem Fließbeginn zusammen; er verhält sich rein elastisch, bis plötzlich der Übergang zu bildsamer Verformung einsetzt. Es ist aus dem eben Gesagten einleuchtend, daß ein solcher Stoff keine Lockerstellen und Gefügestörungen haben darf; die Spannungs-Dehnungs-Linie des Bildes 1b verträgt sich daher nur mit dem ersten Idealfall, mit einem Stoffe, der vollkommene Spitzenanpassung zeigt.

Bei einer porenlosen Lagerung der einzelnen Kristalle des Haufwerkes spielt die Größe ihres gegenseitigen Haftens für die Festigkeit eine entscheidende Rolle. Prof. Kuntze[3]), Berlin, hat zur Beurteilung der Gefügekohäsion eine Größe eingeführt, die er als Trennfestigkeit bezeichnet und die der Festigkeit des Werkstoffes bei räumlicher, allseits gleicher Zugbeanspruchung entspricht. In diesem Falle sind Gleitungen ausgeschlossen, eine ständig steigende Belastung führt unter ausschließlich elastischer Verformung unmittelbar zum Trennungsbruch, und die Trennfestigkeit gibt daher auch jene Zugfestigkeit des Werkstoffes an, die er besitzt, bevor sich durch irgendeine plastische Verformung sein Gefüge dauernd geändert hat (Bild 2). Sie ist daher ein Ausdruck der wirklichen Gefügekohäsion. Für einen Stoff mit vollkommener Spitzenanpassung müßte sie bei gegebener Kristallart den überhaupt erreichbaren Höchstwert annehmen; aus dem tatsächlich gemessenen Werte der Trennfestigkeit wird man einen Schluß ziehen können, wieweit diese Voraussetzungen in Wirklichkeit erfüllt sind. Je höher bei im wesentlichen gleicher Zusammensetzung die Trennfestigkeit eines Werkstoffes ist, desto niedriger wird man die Zahl seiner Lockerstellen annehmen dürfen, desto höher liegt daher seine P-Grenze und seine Dauerfestigkeit. Kuntze bestimmte die Trennfestigkeit aus Zugversuchen mit Rundstäben mit umlaufender Dreieckskerbe bei wachsender Kerbtiefe und abnehmendem Kerbwinkel durch einen Grenzübergang und erhielt dafür für St 37 ungefähr den doppelten Betrag der gewöhnlichen Zerreißfestigkeit. Es ist anzunehmen, daß sich bei St 52 mit seiner im Verhältnis zur Bruchfestigkeit niedrigeren P-Grenze ein ungünstigeres Verhältnis ergeben würde.

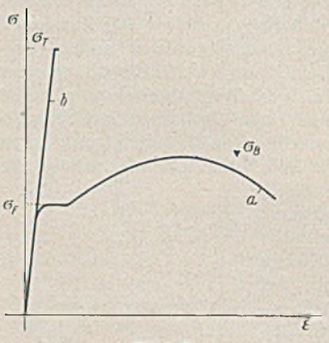


Bild 2.
a) Verformungsgesetz des Baustahles bei einachsigem Zuge.
b) Verformungsgesetz des Baustahles bei dreiachsigem (hydrostatischem) Zuge.
σ_T ist die Kuntzesche Trennfestigkeit.

A. Der Fließvorgang für einen Werkstoff mit vollkommener Spitzenanpassung.

Mit wachsender Belastung und entsprechend mit wachsender elastischer Verformung wird eine immer größere Anzahl von Ferritkristallen an die Gleitschwelle gebracht, ohne daß sie jedoch tatsächlich gleiten können. Die Gleitungen werden einmal durch die harten Zementitlamellen verhindert, zum anderen ist es schwer vorstellbar, wie in einem lückenlosen Haufwerke vereinzelte Elemente desselben gleiten sollen; Gleiten ist doch ein seitliches Ausweichen des Kristalls vor der Inanspruchnahme durch die äußeren Kräfte, zu dem vor allem Platz gehört, der aber voraussetzungsgemäß nicht vorhanden ist und es kommt immer darauf an, daß dabei das nachfolgende Körperelement soviel Platz frei macht, als das vorangehende benötigt. Die an die Gleitschwelle gekommenen Kristalle müssen sich mangels solcher Möglichkeiten weiter elastisch verformen und auch weiter tragen, denn ohne Gleiten können sie sich der Laststeigerung nicht entziehen. Zur Verhinderung des Gleitens in bereits gleitbereiten Kristallen sind natürlich Kräfte nötig, die die Umgebung in der Form einer inneren Querverspannung zu leisten hat und an der die Zementitlamellen einen wesentlichen Anteil haben werden. Übrigens ist noch das Folgende zu bedenken: Auch wenn bereits eine recht weitgehende Plastizierung des Ferrits eingetreten ist, kann es so lange zu einer äußerlich sichtbaren Wirkung nicht kommen, solange die einzelnen Gleitrichtungen im Werkstoffraume gesetzlos verteilt sind; grobmechanisch feststellbare Erscheinungen können erst auftreten, wenn sich die Gleitrichtungen in irgendeiner Weise in bestimmten Gebieten gleichrichten können, wenn es zu einer Summierung der vielen Einzelwirkungen kommen kann. In diese weiche, schon weitgehend gleitbereite Ferritmasse sind die harten Zementitlamellen eingebettet.

Ein Vergleich dieses Zustandes des Baustahles mit einem feinen, plastischen Ton ist nicht unzutreffend: Ton besteht im wesentlichen aus feinen Gesteinsschüppchen und -plättchen, deren Zwischenräume dicht mit Wasser ausgefüllt sind. Die Gesteinsplättchen entsprechen den Zementitlamellen, dem Wasser der plastizierte Ferrit; der tragende Bestandteil des Tones ist das Wasser, dem die Gesteinsplättchen die für ihn charakteristischen Verformungsgesetze aufzwingen. Kann das Wasser seitlich ausfließen, entstehen plastische Setzungen in der Tonschicht, können die Ferritkristalle gleiten und Fließschichten bilden, entstehen bleibende Verformungen im Baustahl. Zur Beschreibung von Grenzzuständen in derartigen Massen hat sich das Schubspannungsgesetz gut bewährt (Mohrsche Grenzlinie). Wenn die Schubspannung einen gewissen Betrag, der der Größe der inneren Reibung verhältnisgleich ist, erreicht hat, treten in ihnen längs der Hauptschubspannungslinien Verschiebungen auf; es bildet sich ein Gleitliniennetz aus, aus dem man auf die Tragfähigkeit der Masse schließen kann. Aus später noch zu besprechenden Gründen ist die innere Reibung beim plastizierten Baustahl gleich Null, dafür erträgt er, allerdings nur bei gleichmäßigen Spannungszuständen, eine Schubspannung unveränderlicher Größe, deren Erreichen die Fließschichtenbildung unmittelbar einleitet, vorausgesetzt, daß die zugehörigen Verschiebungen nicht durch irgendwelche Ursachen gehemmt werden (Bild 3).

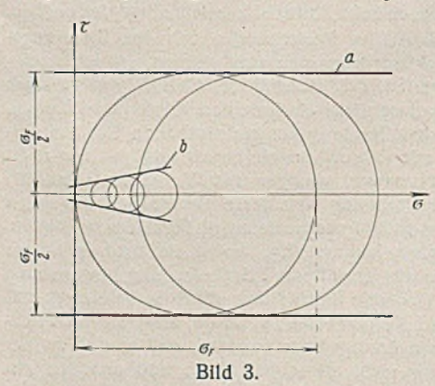


Bild 3.
a) Mohrsche Grenzlinie gegen Fließen bei Baustahl.
b) Mohrsche Grenzlinie gegen „Fließen" des Tones.

[2]) J. Fritsche, Die tatsächlichen Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe und die Versuche, dieselben in der Berechnung der Bauwerke zu erfassen. H. D. I. Mitteilungen, Brünn 1937, Heft 17/18.

[3]) W. Kuntze, Kohäsionsfestigkeit. Julius Springer, Berlin 1932.

Für den plastizierten Baustahl soll statt von einem Gleitliniennetz von einem Fließliniennetz gesprochen werden, da es zweckmäßig ist, die Bezeichnung „Gleiten" für derartige Vorgänge im Kristall vorzubehalten. Es entsteht nun zunächst die Frage, welche Rolle die Zementitlamellen bei der Einleitung dieser Erscheinungen spielen werden. Beim Fließen des Tones werden die Gesteinsplättchen jedenfalls in die Bewegungsrichtung (Hauptschubspannungsrichtung) gedreht und bewegen sich dann einfach aneinander vorbei. Beim Stahl wird man mit Rücksicht auf die größere Zähigkeit des plastischen Stoffes annehmen müssen, daß wohl kleinere Zementitlamellen den Vorgang nicht wesentlich hindern können, daß jedoch größere erst zerbrechen müssen, bevor es zur Ausbildung von Fließlinien kommen kann; diese Zementittrümmer werden dann von der gleitenden Ferritmasse mitgenommen. Ganz ähnliche Vorgänge sind beim Kaltwalzen beobachtet worden, wobei es sogar möglich war, die Zementittrümmer durch geeignete Untersuchungsverfahren sichtbar zu machen. Man hat bisher das Fließen vielfach mit dem Zusammenbruch eines Zementitgerüstes in der Art in Zusammenhang gebracht, daß man diesen Bruch mit einer bestimmten Größe der elastischen Verformung desselben verknüpfte. Mit Rücksicht auf die obigen Ausführungen wird man diese Anschauung in der Weise zu ändern haben, daß der Bruch der Zementitlamellen wohl die innere Querverspannung und damit den Fließvorgang auslöst, daß dieser aber nur in einer durch die äußeren Kräfte bereits weitgehend plastizierten Ferritmasse entstehen kann, in der ein hartes Zementitplättchen ähnlich beansprucht werden wird wie ein Körper auf ungleichmäßig nachgiebiger Unterlage. Als Beweis für diese Auffassung kann gelten, daß die Fließgrenze mit steigendem C-Gehalt immer höher liegt und schon bei eutektoidischem Stahl mit einem C-Gehalt von 0,86 % verschwunden ist. Reiner Perlit ist daher imstande, die ganze Gleichmaßdehnung eines solchen Stahles ohne Bruch mitzumachen (Bild 4).

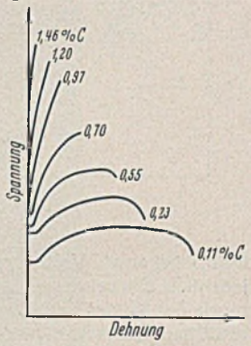


Bild 4. Das Verformungsgesetz beim Baustahl in Abhängigkeit vom C-Gehalt.
Nach S. Timoschenko und I. M. Lessels (Festigkeitslehre, Springer, Berlin 1928).

Beim Zug- und beim Druckstabe sind die Hauptschubspannungslinien unter 45° zur Kraftrichtung geneigte Gerade, und es ist bekannt, daß die beobachteten Fließlinien die gleiche Lage haben. Der Spannungszustand ist ein gleichmäßiger, der ganze Raum des Körpers ist daher gleichmäßig gleitbereit. Der Bruch der Zementitlamellen, der außerdem auch den Zusammenbruch der Querverspannung auslöst, ist an eine Grenzschubspannung gebunden, und wenn diese erreicht ist, können der Ausbildung der Fließlinien keine Hemmungen mehr entgegentreten. Das Schubspannungsgesetz erklärt das schichtenweise Fließen: Verschiebungen sind nur in der Richtung der Hauptschubspannungen möglich, alle anderen Richtungen sind elastisch gesperrt. Unter diesen Verschiebungen längs der Hauptschubspannungslinien braucht man sich nicht Verschiebungen im eigentlichen Sinne des Wortes vorzustellen. Der Fließvorgang kommt lediglich so zustande, daß sich die Ferritkristalle in einer solchen dünnen Fließschicht infolge des Zerbrechens der Zementitlamellen und der dadurch bedingten Herabsetzung der inneren Verspannung drehen und dadurch ihre Gleitrichtungen gleichrichten können. Die Veranlassung zu solchen Drehungen gibt das dem Kristall innewohnende Bestreben, jede Möglichkeit zu benutzen, um sich durch Gleitschichtenbildung der Beanspruchung von außen zu entziehen. Das gleichgerichtete Gleiten der Kristalle einer Schicht kommt dann auf dasselbe heraus, wie eine Verschiebung in der Masse längs der Begrenzung dieser Schicht und da es sich nicht um gegenseitige Bewegung von Kristallkörnern, sondern um gegenseitige Bewegung von Atomschichten handelt, muß die innere Reibung bei diesem Vorgange gleich Null sein. Der Fließmechanismus bei Zug und bei Druck und ebenso bei allen gleichmäßigen Spannungszuständen ist daher ein Abrutschen eines Teiles des Körpers am anderen längs der Hauptschubspannungslinien.

Anders liegen die Verhältnisse bei Biegung mit Längsdruck und bei reiner Biegung, wo ein von Ort zu Ort veränderliches, einachsiges Spannungsfeld vorliegt. Die Hauptschubspannungslinien sind zwar wieder unter 45° zur Stabachse geneigte Gerade; der Unterschied gegen früher liegt aber darin, daß nun längs dieser Hauptschubspannungslinien der Betrag der Schubspannung nicht mehr unveränderlich ist, sondern von dem Höchstwert an dem einen Rande linear bis auf einen Kleinstwert an dem gegenüberliegenden Rande abnimmt. Knüpft man die Fließbedingung ausschließlich an den Knick in der Spannungs-Dehnungs-Linie des Zugversuches, dann könnte sich vom Erreichen von σ_F an die Randfaser an der Aufnahme der Laststeigerung nicht mehr beteiligen; auf Grund der älteren Fließbedingung erklärte man dies durch plastische Verformung der Randfaser, ohne sich jedoch über den notwendigen plastischen Verformungsmechanismus irgendwelche Vorstellungen zu bilden. Das plastische Dehnen oder Stauchen der Randfaser sollte nun die Nachbarfaser zu weiterem Tragen zwingen. Auf diese Weise würde sich allmählich und stetig ein Gebiet mit der unveränderlichen Spannung σ_F immer mehr in die Tiefe des Querschnitts ausbreiten; die Widerstandsmöglichkeit des Balkenquerschnitts wäre dann erschöpft, wenn das Spannungsbild aus zwei Rechtecken von der Höhe σ_F bestände. Man sprach dann von voller Plastizierung des Querschnitts. Das sind die bekannten Folgerungen der älteren Plastizitätslehre. Dabei ist aber auf die folgende Tatsache nicht Rücksicht genommen: Der waagerechte Teil der Spannungs-Dehnungs-Linie beim Zugversuch entsteht durch Fließschichtenbildung im plastizierten Baustahl, dadurch konnte er sich der Kraftsteigerung entziehen. Was für ein Verformungsmechanismus soll aber hier bei der Plastizierung einer Faser nach der anderen an die Stelle der Fließschichtenbildung treten und das Ausweichen des Stoffes vor der Laststeigerung ermöglichen?

Bei der Beantwortung dieser Frage ist das Folgende zu überlegen: Plastizierung des Werkstoffes im Sinne des allmählichen Entstehens einer gleitbereiten Ferritmasse und Ausweichen vor der Laststeigerung mit gleichzeitiger Zertrümmerung der Zementitlamellen (Fließschichtenbildung) sind nicht gleichbedeutend. Das eine ist ganz gut möglich auch ohne das andere; die gleitbereite Ferritmasse muß nicht unbedingt Fließschichten bilden, sie kann sich unter bestimmten Umständen auch weiter elastisch verhalten und sich am Tragen der Laststeigerung beteiligen. Womit kann nun eine solche ungewöhnlich anmutende Annahme begründet werden? In der Beantwortung dieser Frage liegen zum guten Teil die Schwierigkeiten, die sich dem Verständnis der „neueren Fließbedingung" in den Weg stellen. Die Einführung des Begriffes „Spannungsabbau" entspricht vielfach nur lehrmäßigen Bedürfnissen, da sich der Konstrukteur, der sich mit der inneren Mechanik der Werkstoffestigkeit nicht beschäftigt, darunter viel eher etwas vorstellen kann, als mit den Vorstellungen, die zur neueren Fließbedingung führen. Wenn man dem Fließen plastischer Massen das Schubspannungsgesetz zugrunde legt und beachtet, daß mit Rücksicht auf das Fehlen der inneren Reibung dieses Gesetz mit der Hyphothese von Mohr gleichbedeutend ist, so erscheint ein elastisches Weitertragen durch zwei Ursachen möglich: einmal dadurch, daß Querdruck- bzw. Querzugspannungen entstehen, wodurch ein Mohrscher Spannungskreis in das Gebiet höheren ertragbaren Druckes oder Zuges kommt, oder daß durch irgendwelche Umstände die ertragbare Schubspannung (Schubfestigkeit) eine mit der Art des Spannungsfeldes veränderliche Größe wird (Bild 5). Zur Entscheidung der Frage, welcher Fall hier vorliegt, erscheint es zweckmäßig, sich ähnliche Verhältnisse zunächst an plastischen Körpern zurechtzulegen, die der Beobachtung und der täglichen Erfahrung näher liegen, das ist am zweckmäßigsten z. B. wieder ein plastischer Ton. Der Korn-zu-Korn-Druck spielt bei Belastung eines derartigen Körpers nur eine untergeordnete Rolle, den Druck übernimmt in der Hauptsache das Wasser, das durch die starke Beimengung fester Teilchen lediglich andere physikalische Eigenschaften erhält. Wenn man das Porenwasser nicht ausfließen läßt, z. B. eine Säule aus Ton wasserdicht ummantelt, so wird der Ton unter Druck keine plastische Verformung erfahren können, vorausgesetzt, daß der Spannungszustand im Ton gleichmäßig ist. Er kann innerhalb gewisser Grenzen eine beliebig hohe Druckspannung übernehmen, da der Seitendruck der wasserdichten Ummantelung den zugehörigen Mohrschen Spannungskreis in das Gebiet höheren Druckes verschiebt. Das gilt für den Baustahl natürlich genau so: Wenn man ihn ummantelt und sich der Mantel der Fließschichtenbildung widersetzt, muß die Fließgrenze des Stahles höher liegen und abhängig von der Festigkeit der Ummantelung werden. Ein solcher Fall liegt bei einem einbetonierten Rundeisen dann vor, wenn sich zwischen Beton und Oberfläche des Bewehrungseisens Zugspannungen übertragen können.

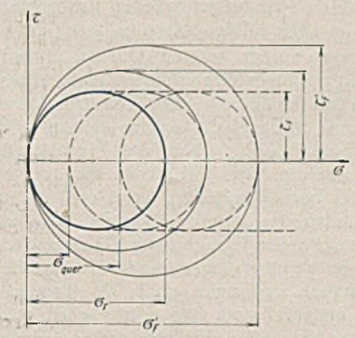


Bild 5. σ_F und τ_F sind die Festigkeitszahlen bei einachsigem Zuge, σ_F' und τ_F' bei Vorhandensein eines noch elastischen Kernes.

Wenn man einen ungleichmäßigen Spannungszustand zu beurteilen hat, wird man aber noch an andere Erscheinungen zu denken haben. Drückt man in geeigneter Weise die Tonsäule außermittig, entsteht zunächst ein solcher ungleichmäßiger Spannungszustand, der aber unmittelbar eine Strömung im Porenwasser zur Folge hat; es strömt langsam von Stellen höheren zu Stellen niederen Druckes; das Spannungsgefälle verschwindet allmählich. Das Kennzeichnende des Vorganges ist daher eine Strömung des Porenwassers, und es ist leicht einzusehen, daß der Strömungsdruck Hindernisse von einer bestimmten Größe ab, die sich der Strömung in den Weg stellen, überwinden kann. Durch Hinweis auf die Verhältnisse bei ungleichmäßiger Belastung von Tonschichten soll

nicht zum Ausdruck gebracht werden, daß sich in der gleitbereiten Ferritmasse genau die gleichen Vorgänge abspielen; der Vergleich soll lediglich das Verständnis der Fließschichtenbildung bei der Biegung erleichtern.

Wenn bei einem ungleichmäßigen Spannungsfelde die größte Randspannung die Fließgrenze σ_F erreicht hat, wird die Plastizierung, im obigen Sinne aufgefaßt, beginnen und stetig mit wachsender Belastung gegen die Stabmitte zu fortschreiten. Wenn das Gefüge keine Poren und Lockerstellen aufweist, ist jedoch die Bildung von Fließschichten irgendwelcher Art nicht möglich, da das Wegfließen vom fest gebliebenen Kerne oder das Herausfließen von Keilen, die von sich kreuzenden Hauptschubspannungslinien begrenzt werden, von der hohen Gefügekohäsion verhindert wird. Ohne Abreißen von dünnen Schichten oder Gefügetrennungen längs bestimmter Linien ist unter Voraussetzung des Schubspannungsgesetzes Fließen nicht denkbar, das doch nur in einem seitlichen Ausweichen vor der Wirkung der äußeren Kräfte bestehen kann; und derartige innere Gefügetrennungen können nicht gut angenommen werden, da sie sich in einem Festigkeitsabfall äußern müßten, der von der Erfahrung nicht bestätigt wird: Fließen geht ohne Gefügeauflockerung vor sich. Man ist daher zu der Vorstellung gezwungen, daß die gleitbereite Ferritmasse deshalb weiter tragen muß, weil sie sich noch nicht durch Fließschichtenbildung der Beanspruchung von außen entziehen kann. Der fest gebliebene Kern ist ein Hindernis dafür, und er ist daher bis zu einem gewissen Grade mit der Ummantelung der Tonsäule vergleichbar. Es ist aber keine Querspannung, die die Festigkeit des Werkstoffes im Sinne der Mohrschen Hypothese hinaufsetzt; es muß daher die zweite Möglichkeit vorliegen und er muß nun eine größere Schubspannung als $\frac{\sigma_F}{2}$, bei der er im Falle des gleichmäßigen Spannungszustandes mit Fließen antwortet, ertragen; τ_F wird daher eine veränderliche Größe. Die Festigkeitserhöhung wird um so wahrscheinlicher, als die innere Querverspannung, die das Gleiten gleitbereiter Kristalle verhindert und die zum größten Teile von den Zementitlamellen hervorgebracht wird, im Falle der teilweisen Plastizierung in dem Kern einen Rückhalt findet und sie folglich nachhaltiger und länger wirksam sein wird als bei einem gleichmäßigen Spannungszustande, bei dem ein derartiger Rückhalt nicht vorhanden ist. Es wird sich nun darum handeln, die Umstände festzulegen, die die veränderliche Schubfestigkeit bestimmen.

In dem gleitbereiten Teile des Körpers können daher Spannungen auftreten, die über die bei gleichmäßigen Spannungszuständen beobachtete Fließgrenze σ_F hinausgehen, und man kann infolgedessen in bezug auf σ_F von einem überlasteten und einem unterbelasteten Querschnittsteile sprechen. Darin beruht zunächst ein wichtiger Gegensatz zwischen älterer und neuerer Fließbedingung. Während die ältere einen plastischen Abbau der Spannungsspitzen annehmen muß, verlangt die neuere die Aufrechterhaltung der elastischen Spannungsverteilung. Nur die Plastizierung des Werkstoffes schreitet stetig gegen die Mitte fort, wenn die äußeren Lasten stetig wachsen; es wäre aber bereits unrichtig, wenn man daraus folgern würde, der gleitbereite Randstreifen verforme sich infolgedessen plastisch und nur der anschließende noch feste Kern elastisch. Richtig ist vielmehr, daß sich trotz bereits eingetretener Plastizierung der Randstreifen noch immer elastisch verformen muß, da plastische Verformung Fließschichtenbildung bedeutet und eine solche noch nicht ohne weiteres möglich ist. Fließen ist unter den gemachten Voraussetzungen aus geometrischen Gründen nur dann denkbar, wenn die Fließschicht den ganzen Körper durchsetzt.

Daraus muß man nun weiter folgern, daß das Fließen erst dann eintreten kann, wenn dieser Kern verschwunden ist. Es ist aber nicht gut möglich, dieses Verschwinden allein durch fortschreitende plastische Aufbereitung des Werkstoffes infolge Steigerung der äußeren Kräfte zu erklären; das würde zu sehr hohen ertragbaren Spitzenspannungen führen. Es ist eher anzunehmen, daß bei einer gewissen Größe der elastischen Überladung des gleitbereiten Teiles an einer Stelle, deren Lage bei einem größeren Gebiete unveränderlichen oder nahezu unveränderlichen Momentes nur von Zufälligkeiten im Feingefüge abhängen kann, die Zementitlamellen zerbrechen, und zwar wird dies am ehesten in einem schmalen Streifen erfolgen können, der nach der Richtung der Hauptschubspannungen verläuft; damit löst sich die örtliche Querverspannung in diesem Streifen, die Kristalle können sich nun drehen und ihre Gleitrichtungen parallel stellen. Die Folge davon ist, daß in diesem Bereiche nun der elastische Kern für die fehlende Querverspannung aufkommen muß; er bekommt daher einen örtlich begrenzten Querdruck oder Querzug, der nichts mit der in die Hauptschubspannungsrichtung fallenden Teilkraft der äußeren Belastung zu tun hat; der Kern befindet sich nun dem vereinten Gleitdruck der Kristalle des schmalen Streifens gegenüber, der bestrebt ist, ihn in der Richtung des geringsten Widerstandes, daher in der Richtung der Hauptschubspannungslinien durchzustoßen (Bild 6a u. b).

Er ist als ein Seitendruck einer plastischen Masse zu werten, der in der Richtung des Spannungsgefälles verläuft und der mehr oder weniger plötzlich in Erscheinung tritt. Es genügt, daß in der Schicht mit der gelösten Querverspannung ein Kristall den Vorgang anregt, um alle übrigen in die gleiche Wirkung einschnappen zu lassen. Das Ausfließen unter Verletzung der Oberfläche verhindert die hohe Gefügekohäsion bzw. die dadurch bedingte hohe Oberflächenspannung. Wenn oben gesagt worden ist, daß der Gleitdruck der Kristalle den Kern des Querschnitts in der Richtung der Hauptschubspannungslinien durchstoßen will, so ist dies nicht ganz wörtlich zu nehmen; er bedingt wahrscheinlich zunächst eine

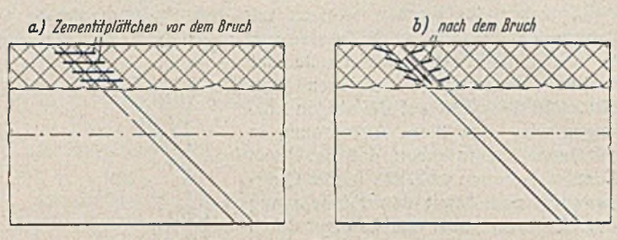


Bild 6a u. b. Biegefließlinien.

örtlich begrenzte Vertiefung des gleitbereiten Gebietes, und es sind dann jedenfalls Erscheinungen der inneren Gefügestabilität, die den Zusammenbruch des Kernes und das Durchlaufen der Fließschicht durch den ganzen restlichen Querschnitt zur Folge haben. Da die Querschnittsform diesen Vorgang beeinflussen muß, ist einzusehen, daß eine Abhängigkeit der Festigkeit τ_F' des Werkstoffes von dieser zustande kommt (Gestaltfestigkeit).

Bei reinem Druck ist der Fließmechanismus in der Form der Fließschichtenbildung recht einfach und anschaulich. Was hat man sich aber unter dem Fließmechanismus bei der Biegung vorzustellen? Ein ausschließliches Gleiten von Schichten aneinander kann mit Rücksicht auf die Beobachtungen bei der plastischen Krümmung der Stabachse nicht gut angenommen werden. Betrachtet man eine dünne Fließschicht zwischen zwei im wesentlichen parallelen Hauptschubspannungslinien, so kann man sich eine plastische Biegung wohl nur so zustande gekommen denken,

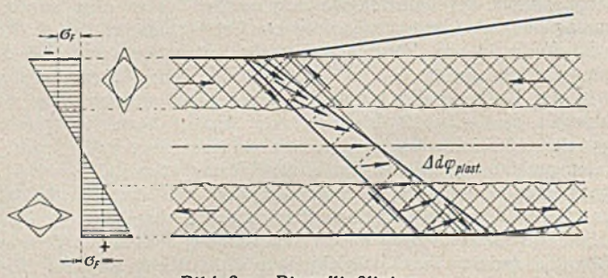


Bild 6c. Biegefließlinien.

daß sich die beiden Begrenzungen des Elements in einem Maße gegeneinander drehen, das in seiner Größenordnung weit über elastisch vorstellbare Verformungen hinausgeht. Dieses $\Delta d\varphi_{plast}$ kann wohl nur durch eine Art plastischer Strömung von Stellen höheren zu Stellen niederen Druckes oder Zuges entstehen. Dabei darf man den Ausdruck Strömung nicht gar zu wörtlich nehmen; es findet dabei kein ausgesprochener Transport von Masse statt, sondern es wird wieder hauptsächlich durch entsprechendes Drehen der Kristalle erreicht werden können, daß sich ihre Gleitrichtungen so einstellen, daß sie aus dem hohen äußeren Druck herausgleiten, wobei es als ausgeschlossen gelten muß, daß dabei ein Kristall die Oberfläche verletzt. In Bild 6c ist angedeutet, wie bei der plastischen Biegung diese Kristallgleitungen in einer dünnen Fließschicht erfolgen werden. Es ist einleuchtend, daß auch diese Art der Fließschichtenbildung nur dann vor sich gehen kann, wenn die Fließschicht den ganzen Querschnitt durchsetzt. Im teilweise gleitbereiten Baugliede muß ein noch fester, elastischer Kern diesen Vorgang verhindern.

(Schluß folgt.)

Über Forschungsarbeiten zur Entwicklung von Schweißelektroden, insbesondere für den Stahlbau.

Alle Rechte vorbehalten.

Von Dr.-Ing. K. L. Zeyen, VDI, Essen.

(Schluß aus Heft 6.)

m) Neuartige Mantelelektroden mit guter Überkopfschweißbarkeit.

In neuerer Zeit sind nun aber Mantelelektroden entwickelt worden, die gute Überkopfschweißbarkeit besitzen und womit z. B. Hochdruckrohrleitungen, deren Schweißung in Zwangslage ja besonders schwierig ist, ganz einwandfrei verbunden worden sind. Diese neuzeitlichen Mantelelektroden besitzen darüber hinaus noch folgende Vorzüge:

1. Bei ihrer Verschweißung wird eine sehr glatte Schweißnaht erhalten, wobei die Vermeidung von Einbrandkerben sehr leicht möglich ist.
2. Auf Grund einer besonders entwickelten Umhüllung ist bei solchen Elektroden die Gefahr des Auftretens von Schweißnahtrissigkeit auch bei gewissen legierten Stählen weitgehend ausgeschaltet.

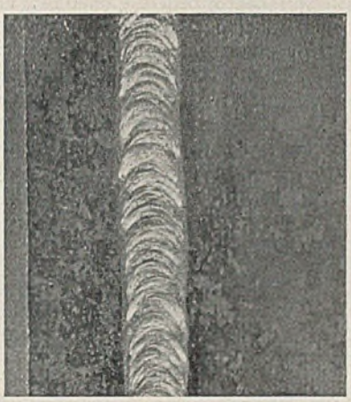


Bild 11. Kehlschweißung in senkrechter Lage (von oben nach unten) an Kohlenstoffstahl St 60.11 mit Mantelelektroden Zeus — E V 60.

Bild 11 zeigt eine Kehlnaht, die mit einer solchen Elektrode in senkrechter Lage an einem Stahl hergestellt wurde, der bei Verwendung normaler Mantelelektroden unbedingt Warmrisse in den Kehlnähten ergeben haben würde.

n) Härtung von Stählen durch die Schweißhitze und Schweißnahtrissigkeit.

Mit der Schweißnahtrissigkeit wurde ein Kapitel angeschnitten, das in diesem Zusammenhang nicht unerwähnt bleiben darf. Bei verschiedenen Fehlschlägen, die im Jahre 1936 mit Mantelelektroden, insbesondere bei Stahl St 52, infolge des Auftretens von Rissen in den Schweißnähten erhalten wurden, ergab sich, daß je nach der Art des zu schweißenden Grundwerkstoffs Mantelelektroden normaler Zusammensetzung versagen können. Bei reinen Kohlenstoffstählen war es schon lange bekannt (darüber wurde bereits vom Verfasser berichtet)[8], daß von gewissen Kohlenstoffgehalten ab normale Mantelelektroden insbesondere bei Kehlnähten Warmrisse ergeben.

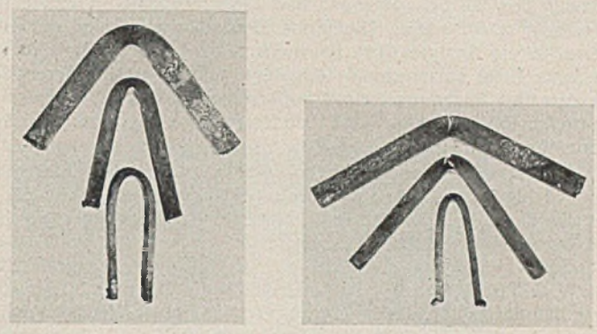
Zahlentafel 6. Von der Deutschen Reichsbahn festgelegte Analysen-Grenzwerte für schweißbaren Baustahl St 52.

C	höchstens	0,20 %	Dazu zusätzlich
Si	„	0,50 %	Mn bis 0,3 %
Mn	„	1,20 %	oder Cr „ 0,4 %
Cu	„	0,55 %	oder Mo „ 0,2 %
P	„	0,06 %	
S	„	0,06 %	
P und S zusammen	„	0,10 %	

Die von der Deutschen Reichsbahn im Jahre 1936 durchgeführte Begrenzung der Legierungselemente für schweißbaren Baustahl St 52 hatte einmal die Vermeidung von Schweißnahtrissigkeit, dann aber auch die Vermeidung zu großer Härtung des Werkstoffs neben den Schweißnähten zum Ziel (Zahlentafel 6).

[8]) St. u. E. 56 (1936), S. 654. — Techn. Mitt. Krupp 4 (1936), S. 83.

Das Problem der Härtung eines Stahls durch die Schweißhitze an sich ist gerade bei Stahl St 52 nicht neu. Im Schiffbau tauchte es schon vor einer Reihe von Jahren auf, als man dort Bleche aus Stahl St 52 zu sehr großen Tafeln zusammenzuschweißen begann. Um die durch die Schweißspannungen bei sehr großen zusammengeschweißten Blechtafeln entstehenden Verwerfungen oder Ausbeulungen zu beheben, erwärmte man die betreffenden Stellen mit dem Autogenbrenner auf Rotglut und schreckte sie dann mehr oder weniger schroff ab. Dabei ergab sich, daß unter den damals vorhandenen Stahltypen St 52 die meisten diese rauhe Behandlung nicht vertrugen und dabei stark härteten. Im Bild 12 sind aus einer Veröffentlichung von A. Fry[9]) aus dem Jahre 1933 die Ergebnisse von Versuchen zur Entwicklung eines Baustahls St 52 wiedergegeben, der auch bei solchen Materialmißhandlungen nicht versagen sollte. Man



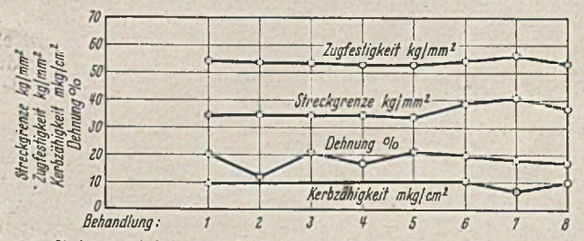
	Werkstoff A	Werkstoff B
Streckgrenze kg/mm²	40,7	40,0
Zugfestigkeit kg/mm²	58,7	56,9
Dehnung % $l = 5{,}65\sqrt{f}$	29,5	28,1
Biegewinkel beim 1. Anriß nach Abschreckung von 1020° C in Wasser:		
6 mm-Blech	180°	170°
12 mm-Blech	140°	100°
18 mm-Blech	110°	50°

Bild 12. Abschreck-Empfindlichkeit von Baustahl St 52 etwa gleicher Festigkeit, aber verschiedener Zusammensetzung.

[9]) Elektroschweißung 4 (1933), S. 201.

Zahlentafel 7. Versuche über Abschreckempfindlichkeit von Baustählen St 52, durchgeführt im Jahre 1932.

Chemische Zusammensetzung								Festigkeitswerte 12 mm dicke Bleche (normalisiert)				Brinellhärte nach Abschreckung			
												von 920° C		von 1020° C	
C %	Si %	Mn %	Cu %	Cr %	Ni %	Mo %	V %	Streckgrenze kg/mm²	Zugfestigkeit kg/mm²	Dehnung % $l = 11{,}3\sqrt{f}$	Brinellhärte	1 sek in Wasser	ganz in Wasser	1 sek in Wasser	ganz in Wasser
0,13	0,39	1,07	0,41	—	—	—	—	39,1	54,4	22,1	154	152	333	149	325
0,13	0,55	1,31	0,42	0,15	—	—	—	43,4	59,5	24,0	156	154	350	156	325
0,15	0,56	1,24	0,43	—	0,15	—	—	39,9	57,8	21,2	151	168	333	155	306
0,14	0,55	1,30	0,42	—	—	0,10	—	54,0	70,9	18,7	167	164	309	169	325
0,14	0,40	1,24	0,41	—	—	—	0,17	39,3	61,6	21,1	160	187	341	206	333
0,19	0,53	1,24	0,41	—	—	—	—	44,5	62,3	22,0	160	167	378	169	333
0,15	0,60	1,72	0,40	—	—	—	—	39,3	76,6	18,5	172	186	363	176	337
0,20	0,63	1,77	0,41	—	—	—	—	48,9	84,8	12,8	191	198	393	201	345



1 = Bleche im Anlieferungszustand
2 = „ elektrisch geschweißt mit V-Stoß (blanke Elektroden). Schweißraupe abgearbeitet
3 = „ mit aufgeschweißter und wieder abgearbeiteter Schweißraupe
4 = „ „ aufgeschweißtem 12 mm-Steg, leichte doppelte Kehle, Schweißung wieder abgearbeitet
5 = „ „ „ „ „ „ schwere „ „ „ „ „
6 = „ von 900° an ruhender Luft abgeschreckt
7 = „ „ „ 10 sek in Öl abgeschreckt
8 = „ „ „ 1 sek in Wasser „
Biegewinkel bei den Behandlungen 1, 6, 7 und 8: > 180°

Bild 13. Mechanische Eigenschaften von Baustahl St 52 (Sondergüte mit hoher Unempfindlichkeit gegen Abschreckung) nach verschiedenen Behandlungen. Blechdicke 14 mm.

erkennt, daß zwei Baustähle St 52, deren statische Festigkeitswerte fast völlig übereinstimmen, aber nicht ihre Analysen, nach Abschreckung von 1020° in Wasser eine sehr verschiedene Zähigkeit aufwiesen, die im vorliegenden Falle durch den Faltversuch geprüft wurde. Zahlentafel 7 gibt einige wenige Werte aus sehr umfangreichen Versuchen wieder, die bei der Firma Krupp im Jahre 1932 mit dem Ziele durchgeführt wurden, einen Baustahl St 52 zu entwickeln, der beim Schweißen in den Zonen neben der Schweißnaht möglichst wenig härten sollte. Wir waren uns schon damals vollkommen klar darüber, daß die Erreichung dieses Zieles nicht nur für den erwähnten Sonderfall im Schiffbau wichtig war, sondern ganz allgemeine Bedeutung für die Verwendung von Baustahl St 52 für Schweißungen besaß. Im Bild 13 sind dann noch die Ergebnisse verschiedener Schweiß- und Abschreckversuche mit einem Baustahl St 52 in einer Zusammensetzung, die wir auf Grund unserer Versuche als die günstigste bezüglich Härtungsunempfindlichkeit ermittelten, gezeigt. Charakteristisch ist, daß die mechanischen Werte bei dieser Stahlzusammensetzung sich bei Schweißungen und Abschreckungen verschiedenster Art nicht sehr stark ändern. Die Firma Krupp hat auf Grund der erwähnten Versuche die Analyse ihres Baustahls St 52 bereits damals (d. h. schon im Jahre 1932) entsprechend festgelegt, und es ist bemerkenswert, daß die damalige Analysenvorschrift vollkommen in den Rahmen der von der Deutschen Reichsbahn im Jahre 1936 festgelegten Begrenzung der Analysenwerte für schweißbaren St 52 fällt.

G. Bierett[10]) zeigte kürzlich, daß die Rißgefahr infolge Härtung eines Stahls in den Zonen neben der Schweißnaht außer von der Analyse des Stahls auch erheblich von den Schweißbedingungen abhängt und mit steigendem Elektrodendurchmesser und durch Vorwärmung des Werkstoffs geringer wird. In der gleichen Richtung liegen Feststellungen von W. G. Theisinger[11]), der bei Kohlenstoffstählen mit 0,17 bis 0,53 % C fand, daß mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit oder mit abnehmender thermischer Energie die Härtesteigerung in der Zone neben der Schweißnaht zunimmt, und zwar, wie zu erwarten war, um so mehr, je höher der C-Gehalt des Grundwerkstoffs ist und je schneller die Abkühlung erfolgt.

Es sei an dieser Stelle auch auf ein bemerkenswertes neues Verfahren zur Prüfung der Härteannahme von Stählen bei der Schweißung hingewiesen, das von H. Hauttmann[12]) bei der diesjährigen Hauptversammlung des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik in Düsseldorf vorgeschlagen wurde. Das Verfahren besteht im wesentlichen darin, daß aus einer Schweißung ein geätzter Schliff hergestellt wird, über den eine kleine Kugel von etwa $^1/_{16}$" Durchmesser unter gleichbleibendem Druck von etwa 15 kg mit bestimmter Geschwindigkeit ($^1/_2$ m/sek) gerollt wird. Die dabei entstehende, je nach der Härte in den verschiedenen Zonen des Schliffes verschieden breite Abrollbahn wird dann mit einem Meßmikroskop ausgemessen.

Durch eine Gemeinschaftsarbeit des Vereins deutscher Eisenhüttenleute, deren Ergebnisse noch nicht veröffentlicht sind, wurde festgestellt, daß bei Stahl St 52 durch Schweißen bei Temperaturen von einigen 100° wesentlich höhere Biegewinkel als bei Kaltschweißung in der Schweißverbindung erhalten werden. Von der Friedrich-Alfred-Hütte ist deshalb vorgesehen worden, besonders wichtige Schweißungen an St 52 demnächst nach Vorwärmung der Schweißstelle auf etwa 200° durchzuführen. Eine hierfür besonders entwickelte Vorrichtung gestattet nicht nur die Temperatur von 200° während der Schweißung zu halten, sondern sie schützt den Schweißer außerdem weitgehend vor der ausstrahlenden Wärme. Für solche Fälle ist es von Wichtigkeit, die Kerbschlagzähigkeit der Schweißnaht bei etwa 200° zu kennen, und die mitgeteilten Zahlen geben hierfür gute Beurteilungsunterlagen. Wie die Kurven zeigen, weist die Schweißnaht-Kerbschlagzähigkeit bei einer Temperatur von etwa 200° durchweg sehr gute Werte auf.

Außer einer Milderung der Härtungsgefahr neben der Schweißnaht und damit der Rißgefahr in dieser Zone bezweckte die Deutsche Reichsbahn durch die Festlegung oberer Analysengrenzwerte bei schweißbarem St 52 die Gefahr des Auftretens von Schweißnahtrissigkeit bei Verwendung normaler Mantelelektroden zu beheben.

C. Stieler[13]) definierte die Schweißnahtrissigkeit als das Entstehen von Längsrissen und Querrissen in den Schweißnähten, und zwar vor allem in Kehlnähten während der Abkühlung derselben. Er gab dazu an, daß aus der meist blauen Anlauffarbe dieser Risse noch nicht auf das Temperaturgebiet, in dem sie entstehen, geschlossen werden kann, daß ihre Entstehung aber wahrscheinlich schon oberhalb der Blauwärme beginnt. Die Tatsache, daß Schweißnahtrissigkeit fast nie bei blanken oder Seelenelektroden beobachtet wird, erklärt Stieler damit, daß bei solchen Elektroden das Schweißgut höher aufgebaut wird und deshalb mehr Kräfte aufnehmen kann als z. B. Hohlkehlnähte, die mit Mantelelektroden geschweißt werden. Stieler gibt ferner an, daß der verschweißte Grundwerkstoff von großem Einfluß auf das Reißen von Kehlnähten zu sein scheint und daß nach Feststellungen der Deutschen Reichsbahn besonders Stahl St 52 mit hohem Si-Gehalt das Reißen von Kehlnähten, die mit Mantelelektroden hergestellt werden, begünstigt. Als Prüfverfahren zur Feststellung der Neigung einer Elektrode zur Schweißnahtrissigkeit verwendet die Deutsche Reichsbahn T-förmige Proben, an denen doppelseitige Kehlnähte so schnell hintereinander geschweißt werden, daß die erste Naht bei Legung der zweiten noch heiß ist. Die zweite Naht reißt dann bei nicht rißfesten Elektroden an. Es zeigte sich bei Untersuchungen der Deutschen Reichsbahn im Jahre 1936, daß unter den damals auf dem Markt befindlichen zugelassenen Mantelelektroden eine Reihe war, die bei Stahl St 52 bisheriger Zusammensetzung anfällig war, und daß es sogar Elektroden gab, die diese Anfälligkeit auch bei Stahl St 37 hatten. Der Schweißelektroden herstellenden Industrie ist es gelungen, diese Anfälligkeit von Mantelelektroden zu beheben, allerdings auf rein empirischem Wege und ohne eine Erklärung dafür geben zu können, warum eine normale Mantelelektrode einmal versagt und einmal nicht.

C. Stieler hat neuerdings bei einem Vortrag in Düsseldorf am 10. September 1937[14]), der demnächst in „Stahl und Eisen" veröffentlicht werden wird, bemerkenswerte Beiträge zur Frage der Schweißnahtrissigkeit geliefert. Daß den Schrumpfspannungen, der Nahtform und der Zusammensetzung des Grundwerkstoffs dabei ein erheblicher Einfluß zukommt, war aus vielfachen Beobachtungen in der Praxis schon bekannt. Stieler versuchte nun, Zusammenhänge zwischen der Analyse des Schweißgutes und der Rißanfälligkeit einer Elektrode zu finden. Zahlentafel 8 enthält nach Stieler eine Zusammenstellung von Analysenwerten aus Schweißgut, hergestellt mit anfälligen und nicht anfälligen normalen Mantelelektroden.

Zahlentafel 8. Untersuchungen an Mantelelektroden nach C. Stieler.

Mantelelektrode . . Nr.		1	2	3	4	5
Zugelassen für Reichsbahn-Güteklassen		E 34 h bis E 52 h	E 34 h bis E 52 h	E 37 h und E 52 h	E 34 h	E 34 h bis E 52 h
Befund bei der Kehlnahtprobe		rissig	rißfrei	sehr rissig	rißfrei	rißfrei
Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes	C %	0,11	0,10	**0,14**	0,10	0,10
	Si %	0,04	0,03	0,03	0,04	0,03
	Mn %	0,55	0,50	0,58	0,43	0,32
	P %	0,046	0,046	**0,071**	0,035	0,033
	S %	0,029	0,029	0,035	0,030	0,039
	Cu %	0,14	0,14	0,13	0,12	0,15
	Ni %	0,05	0,04	0,05	0,05	0,04
	Cr %	0,04	0,04	0,02	0,04	0,03
	Mo %	0,23	0,22	—	—	Sp.
	N_2 %	0,031	0,040	0,025	0,024	0,032
	O_2 %	0,150	0,140	0,140	0,140	0,130
	H_2 %	0,0004	0,0006	0,0006	0,0004	0,0011

Bei Elektroden 1 und 2 handelt es sich um dieselbe Sorte einer Mantelelektrode, wobei der Unterschied nur der ist, daß Ausführung 1 bei der Prüfung in Wittenberge sich bei St 52 als rißgefährlich erwiesen hatte und die Elektrode deshalb von der Lieferfirma auf Ausführung 2, die rißfreie Kehlnähte ergab, umgestellt wurde. Ein Grund, weshalb die eine Ausführung der Elektrode rißanfällig ist und die andere nicht, ist jedoch aus der Analyse des Schweißgutes nicht zu entnehmen, und eine wissenschaftliche Erklärung für das verschiedenartige Verhalten dieser beiden Ausführungsarten der gleichen Elektrode kann nicht gegeben werden. Bei der sehr rißanfälligen Elektrode 3, die außer bei St 52 auch bei St 37 bei der Kehlnahtprobe rißanfällig war, kann man allerdings mit Sicherheit sagen, daß der hohe C- und P-Gehalt des Schweißgutes für das Versagen verantwortlich gemacht werden muß. Versuche von Stieler, in die Umhüllung von Mantelelektroden, die an sich nicht rißanfällig waren, Schwefel einzubringen, ergaben, daß auch bei genügend hohem S-Gehalt des Schweißgutes Rißanfälligkeit erhalten werden kann. Die als schädlich erkannten Gehalte an P und S liegen aber schon so hoch, wie sie bei einer hochwertigen Mantelelektrode sowieso nicht vorkommen dürfen.

G. Bierett[10]) weist in seinem bereits angeführten Aufsatz darauf hin, daß das Problem der Schweißnaht-Rißempfindlichkeit überaus schwierig ist, weil dabei eine große Zahl verschiedener Einflüsse in Frage kommt, die zum großen Teil zahlenmäßig noch nicht erfaßbar ist, so daß man sich bis auf weiteres auf empirische Proben zur Prüfung der Schweißnaht-Rißempfindlichkeit beschränken müsse.

[10]) Elektroschweißung 8 (1937), S. 148.

[11]) Iron Age 138, Nr. 16 (15. Oktober 1936), S. 81, 86, 88, 90, 92; Nr. 25 (17. Februar 1936), S. 38. Coatesville, Pa., Lukens Steel Co.; Chem. Zentralblatt 108 (1937), S. 2675.

[12]) St. u. E. 57 (1937), S. 1284.

[13]) Elektroschweißung 8 (1937), S. 213.

[14]) Versuche über die Schweißnahtrissigkeit, Vortrag auf der Gemeinschaftssitzung des Unterausschusses für Schweißbarkeit (im Werkstoffausschuß des V.d.Eh.) und der Arbeitsgruppe Schweißen hochfester Stähle (VDI).

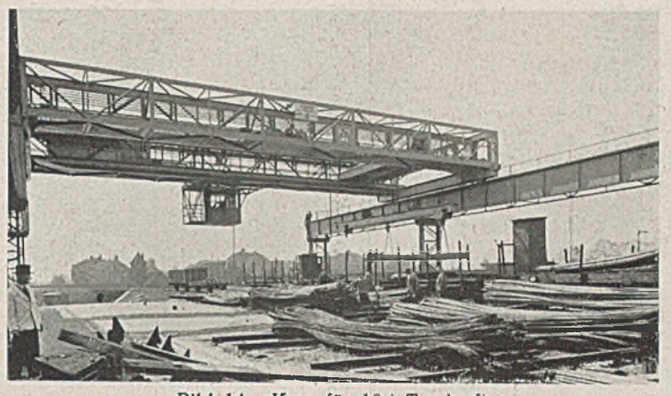


Bild 14. Kran für 10 t Tragkraft.
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

o) Entwicklung von Sonder-Mantelelektroden.

Hierauf wurde unter Abschnitt m) bereits kurz hingewiesen. Bei normalen Mantelelektroden, deren Schweißgut etwa die chemische Zusammensetzung ergibt, wie sie Zahlentafel 8 ausweist (und das sind die meisten

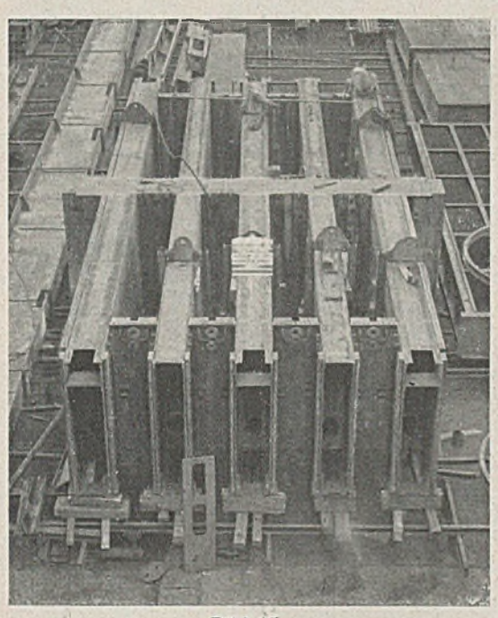


Bild 15.
Fünf Einheiten von Schwelöfen für Braunkohle.
Gewicht 1000 t, Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

der auf dem Markt befindlichen Elektroden dieser Art), wird man insbesondere bei Stahl St 52 eine Prüfung der Schweißnaht-Rißempfindlichkeit unbedingt durchführen müssen, um vor unangenehmen Überraschungen gesichert zu sein. Das gilt besonders dann, wenn es sich um Stahl St 52 handelt, der noch nicht den durch die Deutsche Reichsbahn festgelegten Analysenbegrenzungen entspricht. Versuche von R. Hackert haben nun aber gezeigt, daß bei Mantelelektroden die Gefahr des Auftretens von Schweißnahtrissigkeit selbst bei höher gekohltem reinem Kohlenstoffstahl behoben werden kann, wenn 1. die C-, Si- und Mn-Gehalte, die im Schweißgut erhalten werden, in bestimmter Weise aufeinander abgestimmt werden, und wenn 2. eine Umhüllung verwendet wird, die möglichst niedrige Stickstoffgehalte in der Schweißnaht ergibt. In Bild 11 wurde ja schon eine Kehlnaht gezeigt, die mit einer solchen Elektrode an Stahl St 60.11 hergestellt worden war, einem Stahl, bei dem alle anderen normalen Mantelelektroden stets Schweißnahtrisse ergaben. Solche Elektroden sind, wenn sie schon bei höher gekohlten reinen Kohlenstoffstählen keine Risse in Kehlnähten ergaben, erst recht sicher für nicht so hoch gekohlte Kohlenstoffstähle wie St 60.11 oder für Stahl St 52. Da sie außerdem gute Überkopfschweißeigenschaften haben, interessieren sie auch den Stahlbau besonders. Diese Elektroden sind aus dem Versuchsstadium längst heraus und haben ihre besondere Eignung auch im Stahlbau schon in vielen Fällen erwiesen. So schweißt z. B. eine Firma Gittermaste aus Kohlenstoffstahl St 55.29 laufend mit solchen Elektroden. Bekanntlich handelt es sich dabei um einen Werkstoff, der sich bei Verwendung normaler Mantelelektroden viel ungünstiger verhält als z. B. Baustahl St 52. Es war leider nicht mehr möglich, in den gezeigten Kurvendarstellungen und Zahlentafeln diese Sonder-Mantelelektroden noch mit aufzunehmen, weil die Werte noch nicht alle vorhanden sind. So viel läßt sich aber jetzt schon sagen, daß die Prüfwerte durchweg ebenso gut oder noch besser sind als die der normalen Mantelelektroden.

p) Dauerfestigkeit von Stumpfschweißungen.

Es laufen Versuche, die Ursprungsfestigkeit auf Zug von Stumpfschweißungen, die mit Schweißzusatzwerkstoffen verschiedenster Art hergestellt sind, zu ermitteln. Es sollen einige für den Stahlbau interessierende, bereits vorliegende Ergebnisse hier schon mitgeteilt werden. 15 mm dicke Bleche aus Flußstahl I wurden stumpf geschweißt und daraus 80 mm breite Proben für Dauerzugversuche hergestellt. Es wurde je eine Versuchsreihe mit belassenen und mit ganz abgearbeiteten Schweißraupen auf die Ursprungsfestigkeit auf Zug geprüft, wobei die Vorlast etwa 0,1 kg/mm² betrug. Die Prüfmaschine war ein liegender Pulsator der Firma Schenck für 25 t Wechsellast. Die Frequenz betrug 25 Hertz.

Zahlentafel 9 gibt die Werte wieder, die bei folgenden Elektroden gefunden wurden:

1. bei einer legierten Seelenelektrode,
2. bei zwei verschiedenen Mantelelektroden.

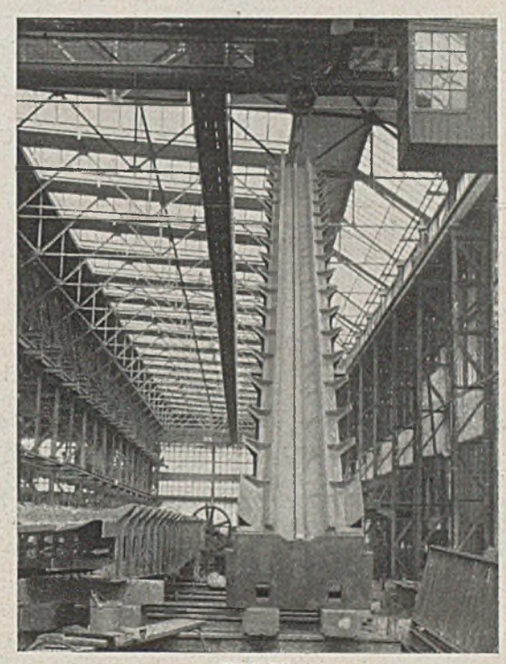


Bild 16.
Mäkler für Dampframmen (Parteibauten in Nürnberg).
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

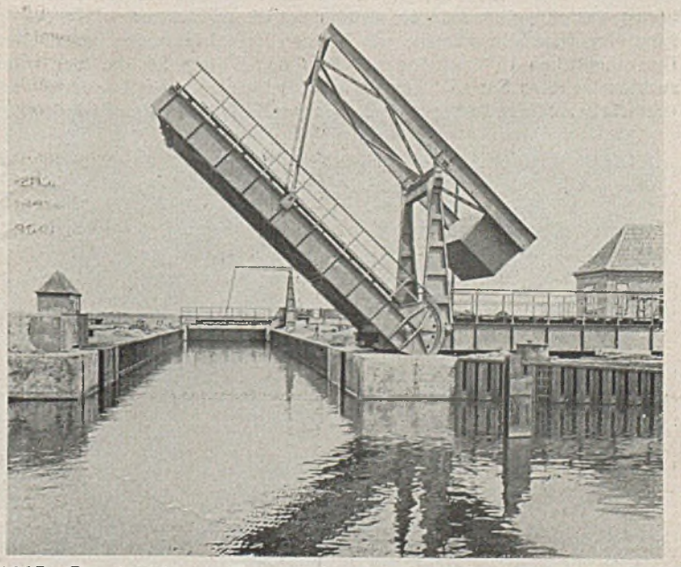


Bild 17. Gieselauschleuse-Klappbrücke, gleichzeitig Laufbahn für Schiebetor.
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

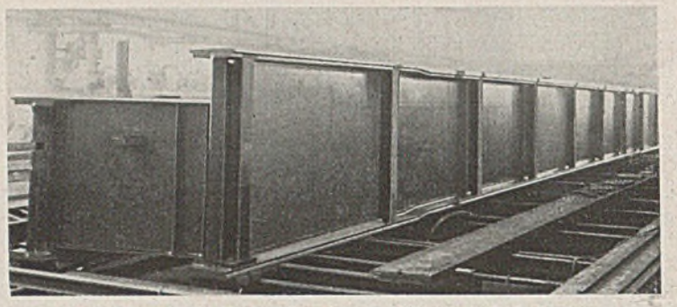


Bild 18. Träger für Brücke Thyssenbahnhof.
Gesamtgewicht 1000 t, Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

Zahlentafel 9. Stumpfschweißungen 15 mm dicker Bleche aus Flußstahl I.

Art der Elektrode	Schwellfestigkeit auf Zug kg/mm²	
	Proben mit belassenen Schweißraupen	Proben mit abgearbeiteten Schweißraupen
Legierte Seelenelektrode (*C*)	14,5	16
Mantelelektrode (*17*)	20	22,4
Mantelelektrode (*25*)	18	20

Zum Vergleich der Werte sei noch angegeben, daß die Ursprungsfestigkeit der ungeschweißten Bleche bei 28 kg/mm² lag.

Bild 19. Vorflutbrücke für die Admiral-Graf-Spee-Rheinbrücke.
Gewicht 1000 t, Werkstoff St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

Bei diesen Versuchen wurde die bekannte Erscheinung wieder bestätigt, daß durch Bearbeitung der Schweißraupen die Dauerfestigkeit beträchtlich gesteigert wird, weil der Kraftlinienverlauf dann weniger gestört wird als bei Vorhandensein der überhöhten Schweißraupe. Die bei der legierten Seelenelektrode gegenüber den Mantelelektroden allgemein wesentlich tiefer liegenden Werte für die Zugschwellfestigkeit sind zunächst darauf zurückzuführen, daß es bei dieser Elektrode nicht gelang, ganz porenfreie Schweißnähte wie bei den Mantelelektroden herzustellen. Die erheblichen Unterschiede zwischen den Werten für die hier untersuchten legierten Seelenelektroden und Mantelelektroden bei den Proben mit belassenenSchweißraupen sind aber zum Teil vielleicht auch dadurch zu

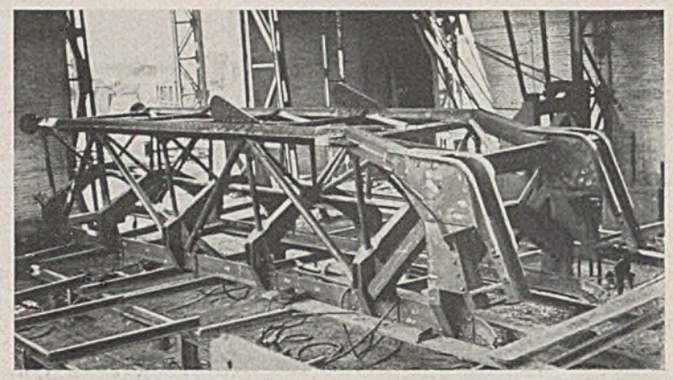


Bild 21. Stahlkonstruktion für eine Baggerleiter.
Werkstoff St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

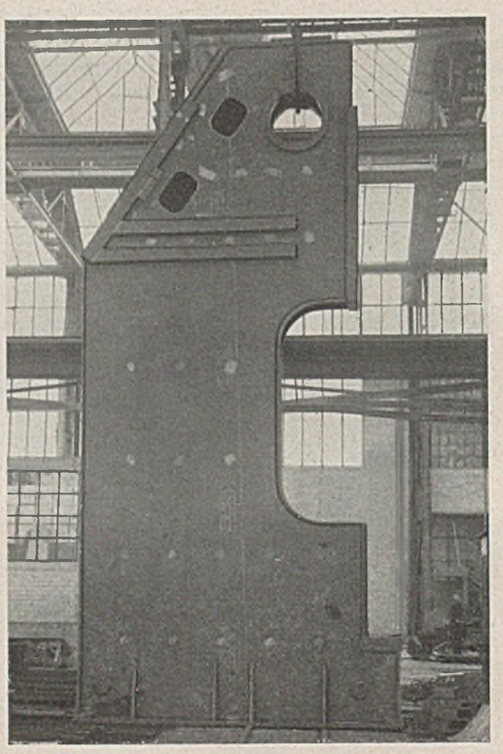


Bild 22. Ständer für eine Abkantmaschine.
Werkstoff St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

erklären, daß der Querschnittübergang Schweißraupe/Grundmaterial bei der Mantelelektrode viel sanfter verläuft als bei der legierten Seelenelektrode.

Bei neuen Untersuchungen von E. Weiß und Th. Hövel[15]) über die Ursprungsfestigkeit von Schweißungen verschieden legierter Stähle St 52

[15]) Bautechn. 15 (1937), S. 549.

Bild 20. Flugzeughalle für die deutsche Lufthansa.
Werkstoff St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

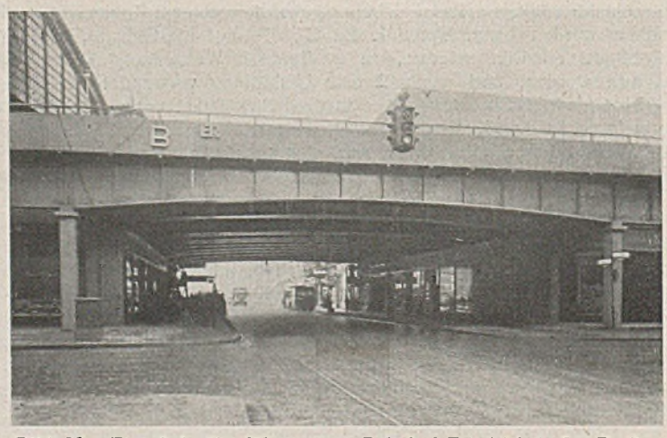


Bild 23. Eisenbahnüberführung am Bahnhof Friedrichstraße, Berlin.
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

wurde ebenfalls gefunden, daß unbearbeitete Proben wesentlich niedrigere Ursprungsfestigkeit als bearbeitete Proben aufwiesen. Die Verfasser folgern hieraus, daß die Prüfung unbearbeiteter Proben bei St 52 lediglich eine Prüfung auf die Empfindlichkeit gegen Einbrandkerben sei. Bemerkenswert ist die Feststellung, daß verschieden zusammengesetzte geschweißte Baustähle St 52 (es handelte sich in diesem Falle um drei verschiedene Sorten, die alle chromfrei waren) zwar unterschiedliche Ursprungsfestigkeiten aufwiesen, daß diese aber alle bei den bearbeiteten Proben in beträchtlicher Höhe lagen (durchweg über 20 kg/mm²). Auch die Verschweißung der verschieden zusammengesetzten Baustähle St 52 gegeneinander ergab sehr gute Ursprungsfestigkeiten. Über die Art der verwendeten Elektroden ist nichts angegeben, doch handelt es sich nach den Schliffbildern anscheinend auch um Mantelelektroden.

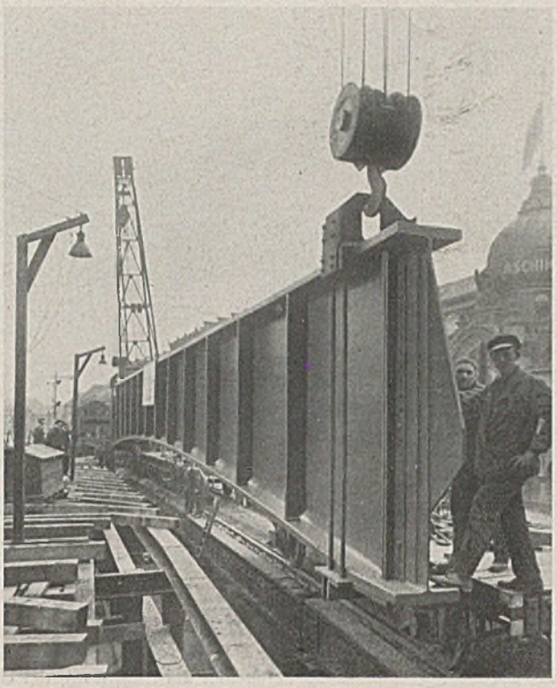


Bild 24. Eisenbahnüberführung am Bahnhof Friedrichstraße, Berlin.
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

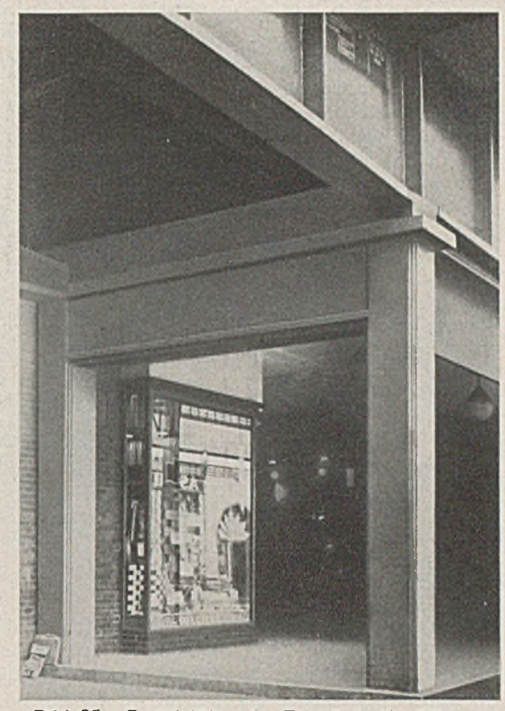


Bild 25. Portalstütze der Eisenbahnüberführung am Bahnhof Friedrichstraße, Berlin.
Werkstoff St 37, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

q) Anwendungsbeispiele von Schweißungen aus dem Stahlbau, hergestellt von Betrieben der Firma Krupp.

Zum Abschluß sollen noch einige Schweißungen Kruppscher Betriebe aus dem Stahlbau im Bilde wiedergegeben werden. Diese Schweißungen sind ausnahmslos mit Mantelelektroden hergestellt worden, und zwar mit normalen Mantelelektroden, noch nicht mit den neuesten Sonder-Mantelelektroden, von denen zuletzt die Rede war. Bild 14 zeigt einen Kran für 10 t Tragkraft. Im Bild 15 sind fünf Einheiten für Schwelöfen aus einer Lieferreihe von fünf Stück dargestellt. Bild 16 zeigt Mäkler für Dampframmen. Im Bild 17 ist eine Klappbrücke wiedergegeben, und Bild 18 zeigt Träger für eine Brücke, an denen die glatten äußeren Flächen der Gurtplatten oben und unten bemerkenswert sind. Bild 19 stellt die Vorflutbrücke für die Admiral-Graf-Spee-Rheinbrücke bei Krefeld aus St 52 dar, und das Bild 20 zeigt eine Flugzeughalle aus St 52. Es folgt in Bild 21 die Stahlkonstruktion für eine Baggerleiter und schließlich in Bild 22 ein Ständer für eine Abkantmaschine, beide auch wieder aus St 52.

Die bisher gebrachten Aufnahmen entstammen sämtlich der Abteilung Stahlbau der Friedrich-Alfred-Hütte. Die nächsten Bilder wurden von der Firma Krupp-Druckenmüller zur Verfügung gestellt.

Bild 23 stellt die Eisenbahnüberführung am Bahnhof Friedrichstraße in Berlin dar, die aus St 37 hergestellt wurde. In Bild 24 ist ein Träger für diese Eisenbahnüberführung wiedergegeben; Bild 25 zeigt eine Portalstütze für das gleiche Bauwerk. Bild 26 zeigt den Einbau der Hauptträger bei einer Brücke über die Müggelspree, deren Werkstoff St 52 ist. Bild 27 stellt das Schweißen eines Hauptträgers für diese Brücke über die Müggelspree in der Werkstatt dar.

Als Abschluß der Anwendungsbeispiele von Schweißungen aus dem Stahlbau ist in Bild 28 noch ein von dem Baggerbau der Firma Krupp, Essen, hergestellter Großbagger für Grube Greifenhain, der eine Leistung von 52 000 m³ gewachsenen Boden in 24 Stunden hat[16]), wiedergegeben. An diesem Bagger ist in großem Umfang elektrische Schweißung mit Mantelelektroden angewendet worden. Das Haupttraggerüst des Baggers, das aus St 52 besteht, wurde aus besonderen Gründen genietet, aber dabei wurden durchweg Profile verwendet, die vorher aus Blechen zusammengeschweißt worden waren. In Bild 29 u. 30 sieht man noch einige geschweißte Einzelteile des Großbaggers, einen Getriebekasten und die Eimerleiter. Bei letzterer bestehen die Profile aus St 52 und die Rohre aus St 37. Die Verschweißung dieser verschiedenen Werkstoffe gegeneinander machte keinerlei Schwierigkeiten.

[16]) Techn. Mitt. Krupp 5 (1937), Nr. 1, S. 31. — Bautechn. 15 (1937), S. 739.

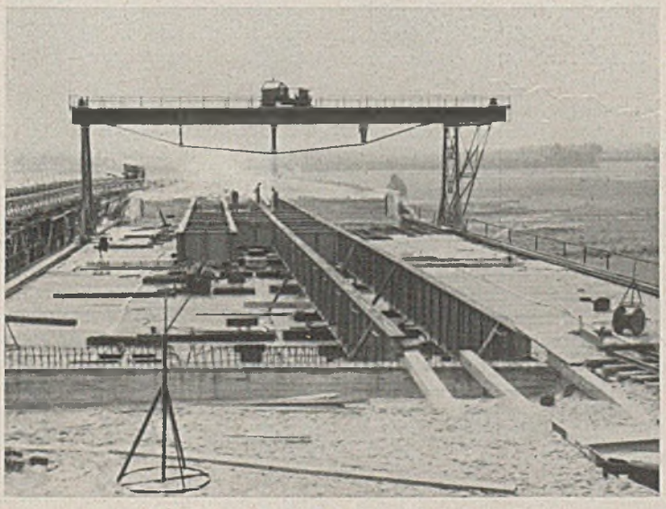


Bild 26. Einbau der Hauptträger bei einer Brücke über die Müggelspree.
Werkstoff St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

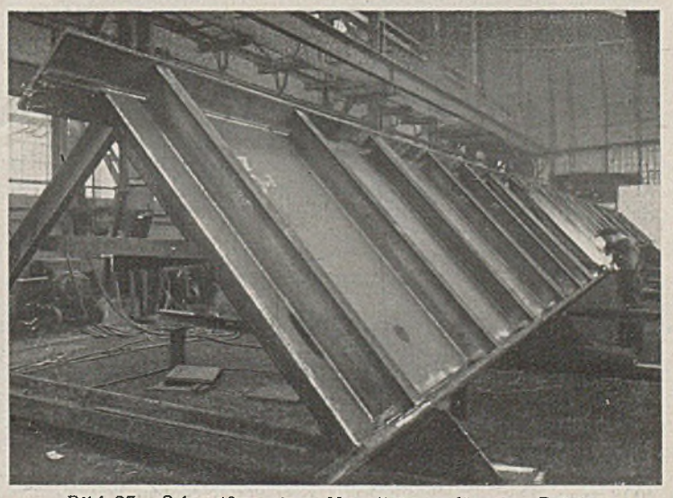


Bild 27. Schweißen eines Hauptträgers für eine Brücke über die Müggelspree.

r) Schlußbemerkungen.

Mit den zuletzt gebrachten Anwendungsbeispielen von Schweißungen aus dem Stahlbau, die von der Firma Krupp in neuerer Zeit durchgeführt worden sind, sollen die Ausführungen beendet werden. Es wurde versucht, einen Überblick über bereits vorliegende Ergebnisse neuer Forschungsarbeiten auf dem Gebiete der Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen, insbesondere für den Stahlbau, zu geben. Die mitgeteilten Daten sind nur ein kleiner Auszug aus umfangreichen Versuchen dieser Art, die zum Teil noch nicht abgeschlossen sind. Es handelt sich dabei um viele Tausende von Einzelversuchen, die mit dem Rüstzeug aller neuzeitlichen Prüf- und Untersuchungsverfahren durchgeführt werden. Es braucht wohl nicht besonders betont zu werden, daß auch bei der Überprüfung der laufenden Schweißdrahtherstellung alle neuzeitlichen Untersuchungsmethoden angewendet werden.

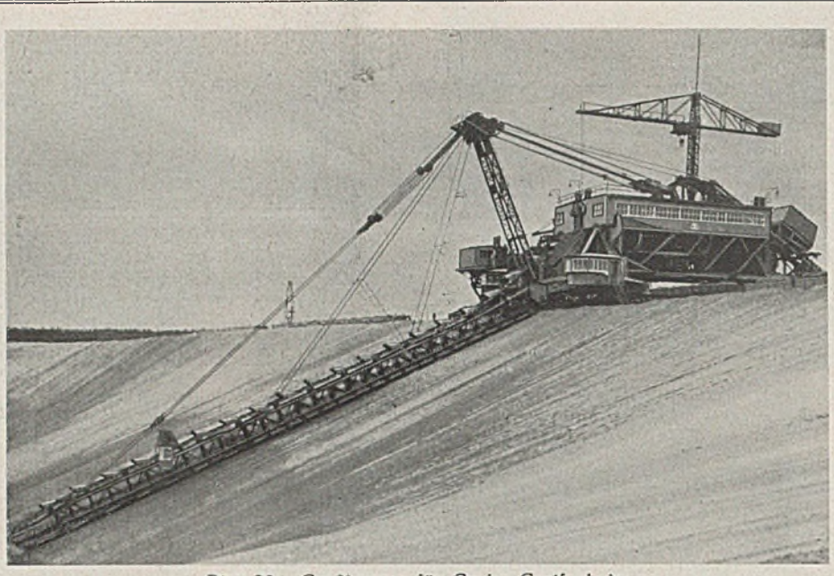


Bild 28. Großbagger für Grube Greifenhain.
Leistung 52 000 m³ gewachsener Boden in 24 Std.

Die Ausführungen sollen bezeugen, daß von seiten der Schweißdrahthersteller mit allen verfügbaren Mitteln daran gearbeitet wird, um für die Verbraucher einmal immer weiter vervollkommnete Schweißzusatzwerkstoffe zu entwickeln, und zum anderen, um eine gleichbleibende Güte der Erzeugnisse zu gewährleisten. Sache der Verbraucher ist es nun, aus diesen Entwicklungsarbeiten die richtige Nutzanwendung zu ziehen. Es wird dann besonders im Stahlbau möglich sein, geschweißte Bauwerke mit Ausmaßen zu errichten, die man bisher noch nicht geschweißt hat, wozu aber die Weiterentwicklung der Schweißtechnik sowohl von der betriebsmäßigen Seite als auch von der Seite des Schweißzusatzwerkstoffes durchaus ermutigt.

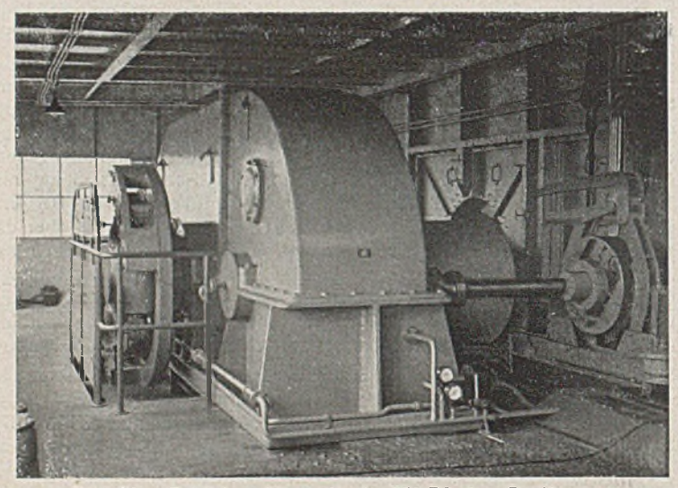


Bild 29. Getriebegehäuse für je 750 PS des Großbaggers für Grube Greifenhain.
Elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

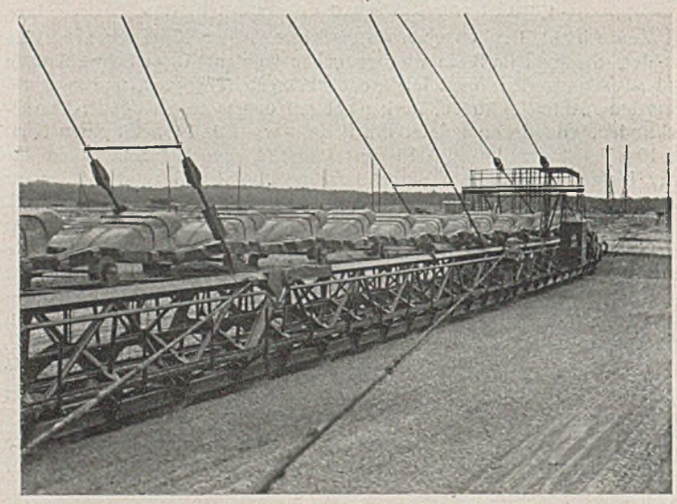


Bild 30. Eimerleiter (Eimerinhalt je 1400 l) des Großbaggers für Grube Greifenhain.
Werkstoff St 37 und St 52, elektrisch geschweißt mit Mantelelektroden Zeus — E V 52.

s) Zusammenfassung.

An Proben aus Schweißgut wurde gezeigt, daß für die Gütewerte derselben ihre chemische Zusammensetzung maßgebend ist. Dem Stickstoff kommt hierbei die größte Bedeutung zu, und von dem Stickstoffgehalt hängt es auch in erster Linie ab, ob durch eine Wärmebehandlung die Zähigkeitswerte von Schweißnähten verbessert werden können oder nicht. Von den für den Stahlbau in Frage kommenden verschiedenen Arten von Schweißelektroden wurde die Schweißnaht-Kerbschlagzähigkeit in nicht wärmebehandeltem Zustand im Temperaturbereich zwischen —70 und +400° angegeben. Der Einfluß von zwei verschiedenen Wärmebehandlungen und einer Alterung auf diese Werte wurde bei einer legierten Seelenelektrode und einer Mantelelektrode verfolgt, wobei die Mantelelektrode das günstigere Verhalten ergab. Auch hierfür wurde der höhere Stickstoffgehalt der mit den legierten Seelenelektroden hergestellten Schweißnähte verantwortlich gemacht. Einige aus noch nicht abgeschlossenen Versuchen mitgeteilte Werte über Biegewinkel von Stumpfschweißungen ergaben Zusammenhänge zwischen der Schweißnaht-Kerbschlagzähigkeit und dem Biegewinkel nur insofern, als die niedrigste Schweißnaht-Kerbschlagzähigkeit dem kleinsten Biegewinkel entsprach, wenn die Proben nicht wärmebehandelt worden waren. Bei wärmebehandelten Proben ergab sich bei einer legierten Seelenelektrode durch dieselbe Wärmebehandlung eine Erhöhung des Biegewinkels bei gleichzeitiger Verschlechterung der Schweißnaht-Kerbschlagzähigkeit.

Bei Versuchen zur Ermittlung der Ursprungfestigkeit auf Zug ergaben Mantelelektroden höhere Werte als legierte Seelenelektroden.

Die zur Vermeidung von Schweißungen in nicht waagerechter Lage, wozu normale Mantelelektroden keine besonders gute Eignung besitzen, verwendeten Drehvorrichtungen wurden erwähnt und Beispiele für die Erreichung des damit erstrebten Ziels gegeben. Die neueste Entwicklung hat zu Sonder-Mantelelektroden mit guter Überkopfschweißbarkeit geführt, wodurch die Verwendung von Drehvorrichtungen in Zukunft vielfach unnötig erscheint. Diese Sonder-Mantelelektroden besitzen gegenüber den bisher bekannten Mantelelektroden außerdem Unempfindlichkeit gegen das Auftreten von Schweißnahtrissigkeit bei der Schweißung von Stählen mit höherer Festigkeit. Die Fragen der Schweißnahtrissigkeit und der Härtung und Versprödung des Grundmaterials neben der Schweißnaht durch die Schweißhitze wurden auf Grund der heutigen Erkenntnisse erörtert, insbesondere für den Baustahl St 52. Zum Abschluß wurde eine Reihe von Schweißungen mit Mantelelektroden aus Stahlbaubetrieben der Firma Krupp gebracht.

INHALT: Die neuen Lieferbedingungen für St 52 als Folge neuerer Versuche und Erfahrungen. — Die Fließbehinderung bei der Biegung von Balken und Stützen aus Baustahl. — Über Forschungsarbeiten zur Entwicklung von Schweißelektroden, insbesondere für den Stahlbau. (Schluß.)

Verantwortlich für den Inhalt: Geh. Regierungsrat Prof. A. Hertwig, Berlin-Charlottenburg.
Verlag von Wilhelm Ernst & Sohn, Berlin W 9.
Druck der Buchdruckerei Gebrüder Ernst, Berlin SW 68.