

BEITRÄGE ZUR FRAGE DER SPRÖDBRUCHNEIGUNG VON SCHWEIßVERBINDUNGEN

Von

L. GILLEMOT

Lehrstuhl für Mechanische Technologie, Technische Universität, Budapest

(Eingegangen am 6. Dezember 1961)

1. Der Einfluß der Schweißtechnologie auf die Sprödbbruchneigung

Die Schweißverbindungen, die nach den Verfahren des Schmelzschweißens hergestellt wurden, besitzen eine äußerst heterogene Struktur. Während die zu verbindenden Teile meistens gewalzt, d. h. verformt sind, ist das Material der Schweißnaht ein gegossenes Material, und zwischen der Naht und dem Grundwerkstoffe entsteht eine Übergangszone, deren mikroskopische bzw. submikroskopische Struktur sowohl von derselben des Grundwerkstoffes, wie auch von der des Schmelzgutes abweicht. Diese Umstände werden schematisch auf Abb. 1 dargestellt. Unter der Annahme, daß die angewandte Schweißtechnologie zu der auf der Abbildung ersichtlichen Temperaturverteilung führt, kann man mit Hilfe des auf der rechten Seite der Abbildung ebenfalls nur schematisch dargestellten Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagrammes die auf die Schweißverbindung charakteristischen einzelnen Abschnitte bestimmen. Bezeichnen wir die Zusammensetzung des untersuchten kohlenstoffarmen Kohlenstoffstahles mit der vertikalen Hilfslinie, die im Zustandsdiagramm gestrichelt eingezeichnet wurde. Wird der Punkt, wo sich diese Hilfslinie mit der Liquiduslinie überschneidet, auf die Kurve der Temperaturverteilung und von hier auf die Abszisse projiziert, so ergibt sich diejenige Zone, die im Laufe des Schweißens aus dem flüssigen Zustande erstarrt ist. (Auf der Abbildung mit »1« bezeichnete Zone.) Wird der Abschnitt der Hilfslinie zwischen der Liquidus- und Soliduslinie ähnlich umprojiziert, so ergibt sich die Zone »2«, wo das Material der Schweißnaht im Laufe des Schweißens in einen breiartigen Zustand gekommen war. Durch Projektierung der Hilfslinie der Legierung und der Gos-Linie kann man den Abschnitt »3« bestimmen, worin das Material während des Schweißens in die Struktur des Austenits umgewandelt wurde. In der Zone »4« entstand, wie aus dem Zustandsdiagramme ersichtlich ist, nur eine partielle Austenitumwandlung. Im Prinzip entsteht also unterhalb der eutektoidischen Umwandlungstemperatur, die durch die PSK-Linie des Zustandsdiagrammes bestimmt wird, abgesehen von der Ausscheidung des tertiären Eisenkarbids kein unter dem Lichtmikroskop erfaßbarer Strukturwandel.

Im Prinzip bleibt also in der Zone »5« der Abb. 1 unverändert die originale Mikrostruktur der zu verbindenden Teile zurück. Durch die Einwirkung der Schweißhitze während des Schweißens können aber in Abhängigkeit von der Zusammensetzung und der Herstellungstechnologie der zu verbindenden Teile auch in dieser Zone submikroskopische Ausscheidungen entstehen. So kann z. B. der auf eine Temperatur von 250 bis 300° C erhitzte Teil der Schweißverbindung Alterungserscheinungen aufzeigen.

Die im Laufe des Schweißens auftretenden Veränderungen der Mikrostruktur und der Submikrostruktur fördern im allgemeinen die Spröbruchnei-

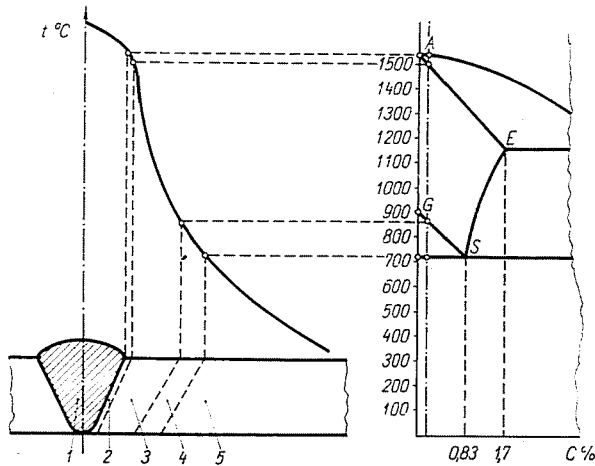


Abb. 1. Der Aufbau der Schweißverbindung (schematisch)

gung des Materials. In Hinsicht auf die Spröbruchneigung muß man also gesondert untersuchen

1. das Schmelzgut, dessen Eigenschaften von denen des Grundwerkstoffes abweichen,
2. jene Zone, in welcher zwar der Werkstoff in das Gebiet der Austenitbildung erhitzt wurde, aber wo man wegen der hohen Temperatur eventuell mit Grobkornbildung zu rechnen hat,
3. die in das Gebiet der Austenitbildung erhitzte Zone, die im Laufe der Abkühlung nach dem Schweißen im allgemeinen sich verfestigt,
4. den Grundwerkstoff selbst (Zone »5«),
5. die Alterungsneigung des Grundwerkstoffes.

Jede der hier aufgezählten Einflußgrößen — also Gußstruktur, Grobkornbildung, verhältnismäßig rasche Abkühlung aus dem Austenitgebiet, sowie Alterung — vergrößert die Spröbruchneigung des Werkstoffes.

Während des Schweißens entstehen in der Schweißnaht und deren Umgebung unvermeidlich Schrumpfspannungen. Die Verteilung der Spannungen

in der Schweißverbindung zeigt Abb. 2. Bekanntermaßen vermindern die mehrachsigen Zugspannungen die Plastizität. In der Schweißnaht hat man also in Hinsicht auf die Sprödbbruchneigung mit der Addierung von zwei Einwirkungen zu rechnen: einmal mit der Veränderung der Mikrostruktur bzw. mit den submikroskopischen Ausscheidungen, das anderemal mit dem im Laufe des Schweißens entstehenden mehrachsigen und ungleichmäßig ver-

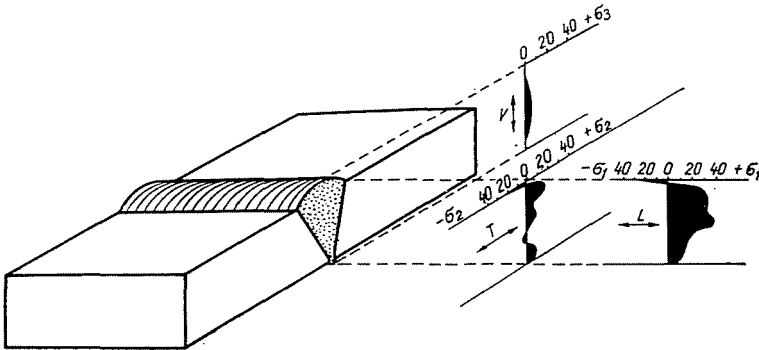


Abb. 2. Die Verteilung der Eigenspannungen in der Schweißverbindung

teilten Spannungszustand. Infolge der gemeinsamen Wirkung dieser Einflußgrößen wird die Sprödbbruchneigung der Schweißverbindung größer, als diejenige des Grundwerkstoffes vor dem Schweißen. Der Vorschlag von BUCHHOLTZ [1] ist also gut begründet, wonach man den Begriff der Schweißbarkeit des Werkstoffes von dem Begriff der Sicherheit des Schweißens trennt. Unter der Sicherheit des Schweißens verstehen wir grundsätzlich die Sicherheit der Schweißverbindung gegenüber der Gefahr des Sprödbrechens.

2. Die Schweißbarkeitsproben

Zur Bestimmung der Sicherheit des Schweißens hat man mehrere Proben ausgearbeitet. Anstatt der Aufzählung der Einzelheiten verweise ich hier nur auf die diesen Problembereich zusammenfassenden Arbeiten von GRANJON [2], GILDE und MROSKO [3], sowie von ZEYEN [4]. Aus der Großzahl der entwickelten Proben erwähne ich hier nur beispielsweise die aufgeschweißte Biegeprobe von KOMMERELL, die heute noch in mehreren Varianten verwendet wird (Abb. 3).

Zur Durchführung der KOMMERELL-Probe wird aus dem zu untersuchenden Material ein Probestab mit festgelegten Abmessungen ausgeschnitten und auf dessen Oberfläche wird eine längsweisse Schweißnaht aufgelegt. Dieser Probestab wird bis zum Bruch bzw. bis zur Rißbildung gebogen und man schließt aus dem Biegewinkel auf die Sicherheit des Schweißens. Bei der KOMMERELL-Probe entstehen wirklich alle diejenigen Veränderungen der

Mikrostruktur, die infolge des Schweißens auftreten müssen und infolge der aufgeschweißten Schweißbraupe entstehen in deren Umgebung mehrachsige Spannungen, mit einer ungleichmäßigen Verteilung. Somit werden also die Umstände, die in den geschweißten Konstruktionen entstehen, wirklich annähernd reproduziert. Die KOMMERELL-Probe kann trotzdem nur zur qualitativen Beurteilung der Sicherheit des Schweißens herangezogen werden, eben darum, weil der erreichbare Biegewinkel von den Abmessungen des Probestabes abhängig ist. Unter Verzicht auf die Einzelheiten kann man feststellen, daß alle bisher bekannt gewordenen Proben, die die Veränderungen der Mikro-

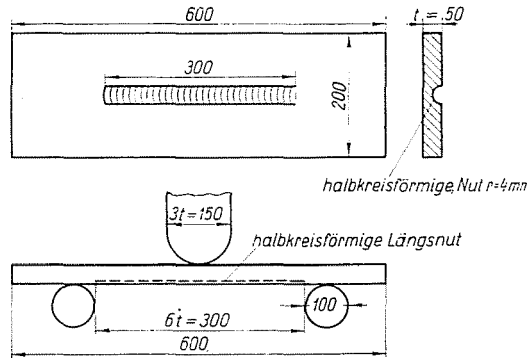


Abb. 3. Die Schweißbarkeitsprobe nach KOMMERELL

struktur infolge des Schweißens, oder die Wirkung der infolge des Schweißens entstehenden mehrachsigen und ungleichmäßig verteilten Spannungen, oder die beiden zusammen untersuchen, in ihren Ergebnissen immer von den Abmessungen des Probestabes abhängig sind. Infolgedessen kann man bei keiner der bekannten Schweißbarkeitsproben eine solche Kenngröße bestimmen, die der Konstrukteur bei seinen Berechnungen verwenden kann. Man kann höchstens qualitative Schlüsse ziehen, wonach der gegebene Werkstoff mit einer gegebenen Schweißtechnologie ohne Sprödbruchgefahr schweißbar ist, oder nicht. Wir haben eben deshalb die Entwicklung einer solchen Untersuchung zur Bewertung der Sprödbruchneigung zum Ziele gesetzt, die eine solche Kenngröße liefert, die zur Beurteilung der Sicherheit des Schweißens geeignet, physikalisch richtig und beim Entwurf der geschweißten Konstruktionen zur unmittelbaren Berechnung verwendbar ist.

3. Das Proportionalitätsgesetz im mehrachsigen und ungleichmäßig verteilten Spannungszustande

Die zur Beurteilung der Sprödbruchneigung zu bestimmende Kenngröße wird nur dann für eine jede beliebige Abmessung der Probestäbe und für jede Konstruktion gültig, wenn ein solches Proportionalitätsgesetz

aufgestellt wird, das auch im mehrachsigen und ungleichmäßig verteilten Spannungszustande gültig ist. Es ist bekannt, daß bei der einfachen Zerreißprobe das von KICK und BARBA aufgestellte Proportionalitätsgesetz gültig ist, wonach »die Arbeit zur geometrisch ähnlichen Verformung von geometrisch ähnlichen Körpern aus demselben Material proportional zu ihrem Volumen steht«. Für den Fall des mehrachsigen und ungleichmäßig verteilten Spannungszustandes muß man also eine ähnliche Gesetzmäßigkeit aufstellen, damit man eine allgemein gültige Schweißbarkeitsuntersuchung entwickeln vermag. Die Möglichkeit eines solchen Proportionalitätsgesetzes wurde schon von G. R. IRWIN [5], sowie auf Grund der Arbeit von G. SACHS von LUBAHN [6] gezeigt.

Man kann ein sehr einfaches Proportionalitätsgesetz mit einer für die Ingenieurpraxis ausreichenden Genauigkeit aufstellen, wenn man den Begriff der Brucharbeit einführt. Unter der Brucharbeit verstehen wir im Folgenden die volle Arbeit, die zum Bruch eines unendlich dünnen Volumenelementes notwendig ist, das im Bruch- (oder Reiß-) Querschnitt des Probestabes ausgewählt wurde. Man hat also

$$A_b = \int_0^L \frac{P \cdot dL}{V}, \quad (1)$$

wobei P — die Kraft, L — den Weg der Formänderung, A_b — die zum Bruch notwendige volle Arbeit bedeutet. Unter Berücksichtigung des Gesetzes der Volumenunveränderlichkeit hat man

$$V = F_0 \cdot L_0 = F \cdot L,$$

und man kann das Integral von (1) in die folgende Form überführen:

$$A_b = \int_0^L \frac{P \cdot dL}{F_0 \cdot L_0} = \int_0^{\varepsilon_c} \sigma \cdot d\varepsilon, \quad (3)$$

bzw.

$$A_b = \int_0^L \frac{P \cdot dL}{F \cdot L} = \int_0^{\lambda_c} \sigma' \cdot d\lambda. \quad (4)$$

Hierin ist F_0 bzw. L_0 — der Ausgangsquerschnitt bzw. die originale Länge, F und L — der veränderliche Querschnitt bzw. veränderliche Länge. σ — ist die Spannung, bezogen auf den Ausgangsquerschnitt, σ' — die mittlere wahre Spannung, ε — die spezifische effektive Dehnung, und λ — die effektive logarithmische Dehnung.

Man hat also

$$\lambda = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0}, \quad (5a)$$

und

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0}. \quad (5b)$$

Das Integral unter (3) und (4) kann verhältnismäßig einfach berechnet werden und führt zu den folgenden Formeln (6 und 7):

$$A_b = \frac{(\sigma_s + 2\sigma_B)}{3} \varepsilon_g + 2\sigma_B (1 + \varepsilon_g) \cdot \ln \frac{1 + \varepsilon_c}{1 + \varepsilon_g} + \sigma_B (1 + \varepsilon_g)^2 \left[\frac{1}{1 + \varepsilon_c} - \frac{1}{1 + \varepsilon_g} \right]. \quad (6)$$

$$A_b = \frac{\sigma'_g \lambda'_g}{1 + \lambda'_g} + 2\sigma'_g (\lambda'_g - \lambda'_c) + \sigma'_g e^{\lambda'_g} [e^{-\lambda'_c} - e^{-\lambda'_g}]. \quad (7)$$

In diesen Formeln bedeutet der Index g — die Werte an der Grenze der gleichmäßigen Dehnung, und der Index c — die Werte beim Bruch.

Diese Formeln enthalten nur solche Kenngrößen, die man im Laufe der üblichen Zerreißprobe sowieso zu bestimmen hat.

Durch ausgedehnte Versuchsreihen konnte es bewiesen werden, daß die zur Berechnung der Brucharbeit abgeleiteten Formeln nicht nur auf glatte, sondern auch auf gekerbte Probestäbe gültig sind. Durch andere, ebenfalls ausgedehnte Versuchsreihen konnten wir weiterhin beweisen, daß die Brucharbeit der gekerbten Probestäbe bei einem gegebenen Werkstoffe nur von dem Formfaktor abhängig ist (9). Aus der diesbezüglichen Versuchsreihe zeige ich nur beispielsweise die Ergebnisse der Versuche an geglihten C. 35 Stählen (Abb. 4). Bei diesen Versuchen verwendeten wir Probestäbe mit einem äußeren Durchmesser zwischen 12 und 27 mm und der durch die Kerben geschwächte Durchmesser veränderte sich zwischen 8 und 25 mm. Durch Veränderung des Abrundungshalbmessers (ϱ) konnten wir bei jeder Abmessung der Probestäbe Formfaktoren α_k herstellen, die zwischen 1 und 5 verändert wurden. Wie aus der Abbildung ersichtlich, liegen alle Meßpunkte an einer einzigen Kurve, unabhängig von dem äußeren und inneren Durchmesser der Probestäbe. Der Wert der Brucharbeit wird also — wenigstens innerhalb den Grenzen der untersuchten Durchmesser — durch den Wert des Formfaktors bestimmt.

Für die Ingenieurpraxis kann man also das Proportionalitätsgesetz der mehrachsigen und ungleichmäßigen Spannungsverteilung der gekerbten Probstäbe folgendermaßen formulieren.

Die Brucharbeit eines gegebenen Werkstoffes ist nur von dem Formfaktor abhängig. Die Brucharbeit von Probstäben mit dem gleichen Formfaktor ist jeweils dieselbe Zahl. Dieses Proportionalitätsgesetz wurde für Werk-

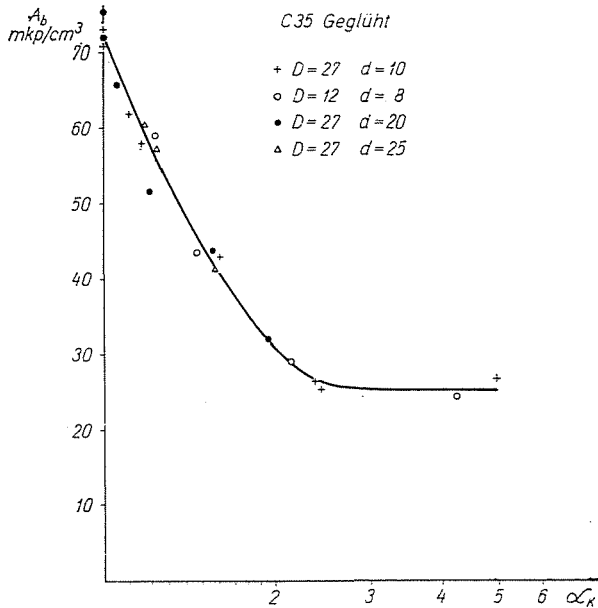


Abb. 4. Die Brucharbeit von Probstäben mit verschiedenen Abmessungen in Abhängigkeit vom Formfaktor. (Werkstoff Stahl C. 35, geglüht)

stoffe mit den unterschiedlichsten chemischen Zusammensetzungen und Wärmebehandlungen bestätigt, und im Folgenden werden wir nur die Anwendung desselben für die Untersuchung der Sprödbbruchneigung der Schweißverbindungen behandeln.

Es ist nämlich offensichtlich, daß der Sprödbbruch dann eintreten wird, wenn die Brucharbeit gleich Null ist. Entsprechend der Definition beträgt nämlich die Arbeit nach den Formeln (6) und (7) die zur plastischen Formänderung benötigte Arbeit bis zum Bruch. Es ist weiterhin auch das offensichtlich, daß die Sicherheit gegen den Sprödbbruch umso größer wird, je größer der Wert der Brucharbeit bei einem gegebenen Formfaktor ist. Somit ist die Brucharbeit eines gekerbten Probstabes gleichzeitig die numerisch ausgedrückte Kenngröße der Sprödbbruchneigung, die übrigens im Falle eines Werkstoffes denselben Wert beträgt, wenn auch die Abmessungen der Probstäbe verändert werden, jedoch der Formfaktor konstant gehalten wird.

4. Die gleichzeitige Wirkung der Mikrostruktur und des mehrachsigen Spannungszustandes

Alle die im Laufe des Schweißens entstehenden Veränderungen der Mikrostruktur, oder die submikroskopischen Ausscheidungen führen gleichfalls zur Stärkung der Sprödbbruchneigung. Es sind solche Veränderungen die Grobkornbildung, die rasche Abkühlung aus dem Austenitgebiet bzw. die Alterung. Zur Beurteilung der Sprödbbruchneigung muß man also untersuchen, welche Wirkung die mehrachsige und ungleichmäßige Spannungsverteilung nach solchen Veränderungen der Mikrostruktur ausübt. Die Wirkung einer jeden Einflußgröße wurde durch ausgedehnte Versuchsreihen untersucht und so haben

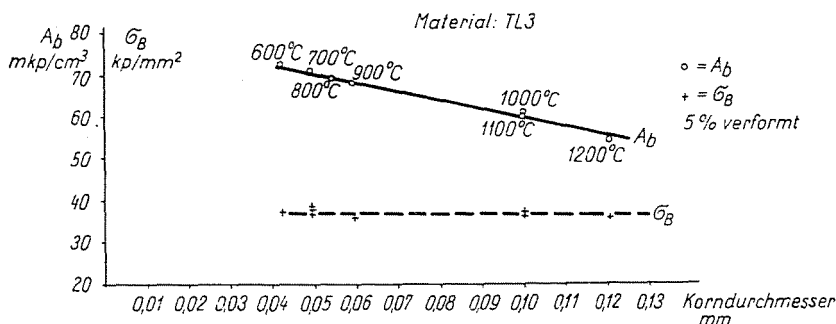


Abb. 5. Die Veränderung der Brucharbeit in Abhängigkeit vom Korndurchmesser. (Nach L. KATOR)

wir unsere Versuche zur Klärung der Wirkung der Korngröße, oder der Wärmebehandlung natürlich nicht auf den Kreis der schweißbaren Stahlsorten beschränkt. Von den diesbezüglichen Versuchen möchte ich hier nur einige prinzipielle Ergebnisse vorführen.

Die Wirkung der Korngröße auf die Brucharbeit wurde von L. KATOR an glatten Probestäben untersucht [10]. Nach seinen Versuchen übt die Korngröße keine bedeutende Wirkung auf die Brucharbeit von glatten, nicht gekerbten Probestäben aus. Von seinen Versuchen zeigt die Veränderung der Brucharbeit eines ferritischen Chromstahles mit 0,2% C, 12% Cr, 2% Ni, 0,9% Mn und 0,5% Si-Gehalt in Abhängigkeit von der Korngröße die Abb. 5. Zur Herstellung der unterschiedlichen Korngröße wurden die Probestäbe einer 5%igen Kaltverformung unterworfen, sodann bei den in der Abbildung angegebenen Temperaturen bis zur Beendigung der Rekristallisation geglüht. Wie aus der Abbildung ersichtlich ist, zeigt die Brucharbeit zwischen den untersuchten Grenzen in Abhängigkeit von der Korngröße eine langsame, stetige, nahezu lineare Verminderung.

Die gleichzeitige Wirkung des mehrachsigen Spannungszustandes und der Korngröße wurde von Maria RÓNAY [11] untersucht, an Titanstählen mit 0,14%

C, 1,58% Ti, 0,78% Mn und 0,23% Si-Gehalt. Es war deshalb zweckmäßig einen Titanstahl mit der angegebenen Zusammensetzung zu verwenden, da diese Stahlsorte besonders zur Grobkornbildung geneigt ist, und somit die Korngröße innerhalb viel breiterer Grenzen zu verändern war, als im Falle der Kohlenstoffstähle oder der ferritischen Chromstähle. Die Versuchsblöcke wurden bei 1100° C geschmiedet, sodann zur Einstellung der Korngröße einem weiteren Schmieden unterworfen. Das zweite Schmieden bei 750° C führte zu einer Korngröße nach ASTM 7, dasjenige bei 950° C zur Korngröße ASTM 4 und dasjenige bei 1100° C zur Korngröße ASTM 2. Die Versuchsergebnisse der Stähle mit verschiedener Korngröße zeigt Abb. 6. An glatten Probestäben gemessen ($a_k = 1$) beträgt die Brucharbeit des Stahles mit der kleinsten Korngröße (ASTM 7) rund 100 mkp/cm², die in Abhängigkeit der Korngröße bis zur Korngröße ASTM 2 auf rund 80 mkp/cm² vermindert wird, in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen von L. KATOR. Hingegen wird die Kerbempfindlichkeit der Stähle beträchtlich beeinflusst. Wie aus der Abbildung ersichtlich ist, verfügen die Probestäbe mit Korngröße ASTM 7 auch noch bei Kerben mit $a_k = 5$ über eine Brucharbeit von 15 mkp/cm², hingegen die Brucharbeit der Probestäbe mit Korngröße ASTM 2 bzw. ASTM 4 schon im Falle von Kerben mit verhältnismäßig kleinen Formfaktoren nahezu Null beträgt. Jede Kurve der Brucharbeit in Abhängigkeit des Formfaktors besteht aus zwei Teilen, der erste ist steil abfallend und der zweite ist waagrecht bzw. nahezu horizontal. Den Formfaktor des Überganges zwischen den beiden Teilen bezeichnet RÓNAY als Kerbe des kritischen Formfaktors und bezeichnet die entsprechenden Werte als $a_{kritisch}$. Nach ihren Versuchen ist der Wert des kritischen Formfaktors proportional der Quadratwurzel des Korndurchmessers. Sonach bedeutet die eventuelle Grobkornbildung infolge des Schweißens keine bedeutende Gefahr für die Sprödbbruchneigung, wenn die Schweißverbindung nicht der Wirkung von mehrachsigen und ungleichmäßig verteilten Spannungen ausgesetzt ist, d. h. die Schweißnaht wenigstens einem Spannungsfrei-glühen unterworfen war. Wenn jedoch die Schweißnaht in einem mehrachsigen und ungleichmäßigen Spannungszustande ist, so kann schon bloß auf die Wirkung der Grobkornbildung der Sprödbbruch entstehen.

Die Abkühlung der Zone, die während des Schweißens in das Gebiet der Austenitbildung erwärmt wurde, wird von äußerst vielen Einflußgrößen bestimmt. Diese sind: die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes, die Temperatur der Umgebung, die Abmessungen der zu verbindenden Teile, die angewendete Schweißtechnologie u. s. w. Demnach kann man die Mikrostruktur der Zone »3« der Abb. 1 nicht im voraus bestimmen, es steht aber fest, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit niemals größer wird, als im Falle einer Abkühlung im Wasser, und niemals kleiner wird, als die Abkühlungsgeschwindigkeit des Glühens. Fertigt man also aus dem zu untersuchenden Material zwei Serien von Probestäben, von denen die eine Serie geglüht und die andere Serie von der

Temperatur der Austenitbildung in Wasser abgekühlt wurde, so kann man die wahren Verhältnisse, die während des Schweißens auftreten, in guter Annäherung eingrenzen [12]. Die Ergebnisse eines solchen Versuches zeigt

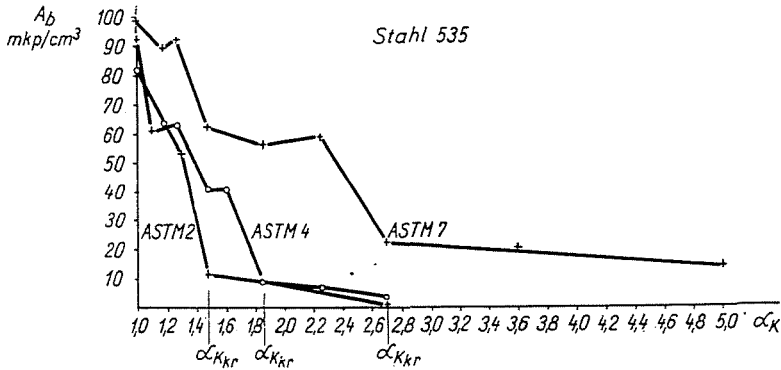


Abb. 6. Die Brucharbeit von Titanstählen mit verschiedener Korngröße in Abhängigkeit vom Formfaktor (nach M. RÓNAY)

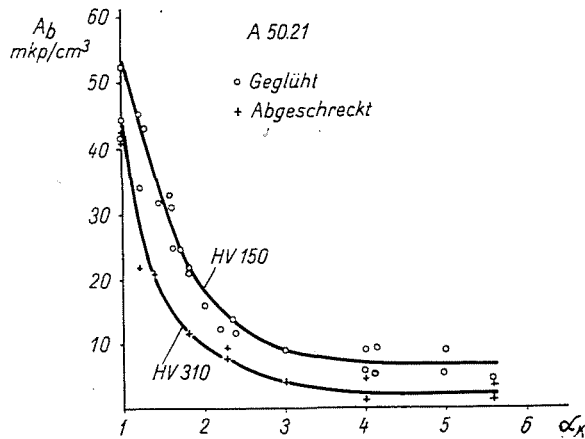


Abb. 7. Die Brucharbeit des Kohlenstoffstahles A. 50.21 im gehärteten und geglühten Zustande in Abhängigkeit vom Formfaktor

beispielsweise die Abb. 7. Das Versuchsmaterial ist ein Stahl A. 50.21 entsprechend den ungarischen Normen, siehe Abb. 12, die nur bedingt schweißbar ist. Die Brucharbeit der Serie der geglühten Probestäbe beträgt auch noch im Falle von sehr scharf gekerbten Probestäben nahezu 10 mkp/cm³, hingegen ist die Brucharbeit der in Wasser abgekühlten Serie von Probestäben bei Formfaktoren über 4 kaum größer als Null.

Die Härte der geglähten Probestäbe betrug 150 HV, die der in Wasser abgekühlten Probestäbe 310 HV. Es ist offensichtlich, daß die Abkühlungsverhältnisse einer beliebigen geschweißten Konstruktion, die mit einer beliebigen Schweißtechnologie hergestellt wird, zwischen diese beiden Grenzen fallen,

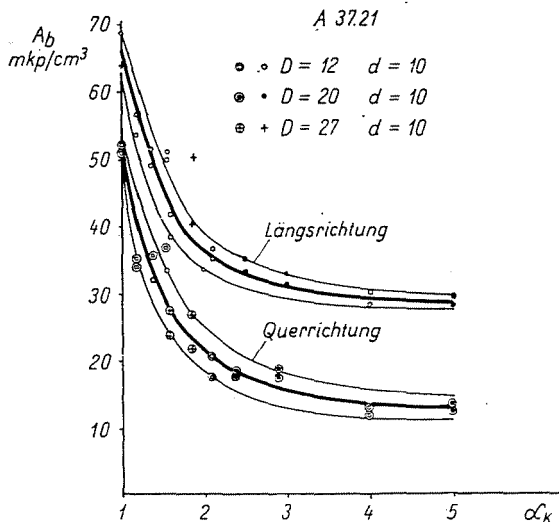


Abb. 8. Die Brucharbeit des Weichstahles A. 37.21 in Längs- und Querrichtung in Abhängigkeit vom Formfaktor

und zu dem gegebenen α_k Formfaktor ein solcher Wert der Brucharbeit gehört, der zwischen den beiden Kurven zu liegen kommt.

Wegen der Anisotropie der zu verbindenden Werkstoffe liegt es an der Hand, daß ihre Eigenschaften in Längs- und Querrichtung von einander abweichen. Als Beweis dafür, daß in Hinsicht auf die Kerbempfindlichkeit zwischen der Längs- und der Querrichtung welche beträchtliche Unterschiede entstehen können, zeige ich die Abb. 8 [12]. In dieser Abbildung ist die Brucharbeit eines gut schweißbaren weichen Stahles A. 37.21 in Abhängigkeit vom Formfaktor dargestellt. Die Brucharbeit der Probestäbe in Längsrichtung beträgt im Falle von Kerben mit großem Formfaktor rund das Doppelte von der Brucharbeit der Probestäbe in Querrichtung.

5. Die Beurteilung der Schweißbarkeit auf Grund der Brucharbeit

Auf Grund der bisher vorggeführten Versuchsergebnisse kann man die Sprödbbruchneigung des Grundwerkstoffes nach folgenden Überlegungen beurteilen.

Die bisher untersuchten vielartigen Werkstoffe können im Grunde in zwei Gruppen geteilt werden. Im Falle der einen Gruppe nähert sich die Bruch-

arbeit der Werkstoffe in Abhängigkeit vom Formfaktor asymptotisch einem Grenzwerte. In die andere Gruppe können diejenigen Werkstoffe eingereiht werden, bei denen die Kurve der Brucharbeit in Abhängigkeit vom Formfaktor im Meßbereich den Wert Null erreicht oder diesem Wert nahekommt (Abb. 9). Diejenigen Werkstoffe, deren Brucharbeit-Formfaktor-Kurve sich einem bestimmten Grenzwerte nähert (Kurve A), sind im allgemeinen gut schweißbar, wenn der Charakter der Kurve auch im Falle einer kornvergrößernden Wärmebehandlung oder im Falle des raschen Abkühlens aus dem Gebiet der Austenit-

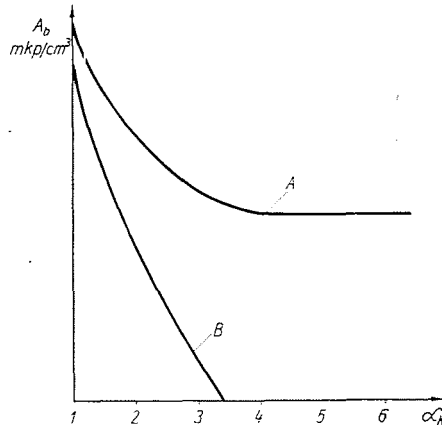


Abb. 9. Die Brucharbeit von auf Sprödbbruch nicht empfindlichen („A“) und auf Sprödbbruch empfindlichen („B“) Stählen, in Abhängigkeit vom Formfaktor

bildung erhalten bleibt. Jene Werkstoffe jedoch, bei denen die Brucharbeit-Formfaktor-Kurve eine ähnliche Form hat, wie Kurve B der Abb. 9, nach einer kornvergrößernden Wärmebehandlung oder nach der plötzlichen Abkühlung von der Temperatur der Austenitbildung, sind nur bedingt oder überhaupt nicht schweißbar.

Zur Beurteilung der Schweißbarkeit kann man nämlich der Schweißnaht einen entsprechenden Formfaktor zuordnen. Die konvexe Oberfläche der Naht entspricht nämlich schon selbst einem bestimmten a Faktor. Die Verhältnisse zeigt nach NEUBER [13] die Abb. 10. Bezeichnen wir mit a — die Halbbreite der Wölbung des Nahtes, q — den Abrundungshalbmesser zwischen der Wölbung der Naht und dem Grundwerkstoffe, so verändert sich nach NEUBER der Wert des a_k Faktors in Abhängigkeit vom a/q zwischen 1 und 2, wenn das Verhältnis a/q zwischen 0 und 80 verändert wird.

Unter den in der Praxis gegebenen Verhältnissen kann der Wert des a_k Formfaktors auf Grund des Diagrammes innerhalb der Abbildung zwischen 1,5 und 1,7 angenommen werden.

Demgemäß entspricht der Wirkung der Wölbung der Naht ein Formfaktor a_k gleich 1,5 bis 1,7, wenn in der Schweißnaht keine Eigenspannungen

vorhanden sind. Sind in der Schweißnaht jedoch auch innere Spannungen, deren Betrag und Verteilung nicht bekannt ist, so kann man natürlich nicht angeben, welcher Wert des α_k zu der gegebenen Schweißnaht gehört, sondern man kann nur behaupten, daß der Wert des α_k bestimmt größer wird, als

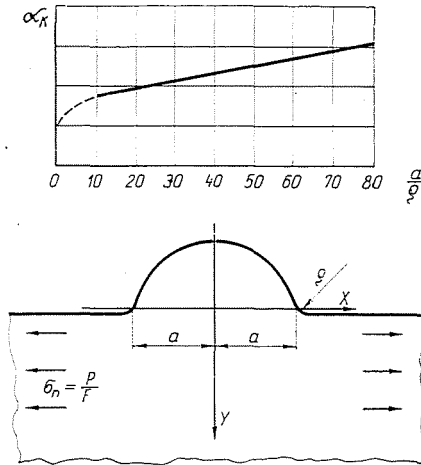


Abb. 10. Der Formfaktor der Schweißnaht (nach NEUBER)

1,5 bis 1,7. Man ist jedoch garnicht auf die genaue Kenntnis der Spannungsverteilung angewiesen, da der Wert der Brucharbeit bei den meisten Werkstoffen oberhalb eines Formfaktors von 3 schon praktisch konstant ist. Die Form der Schweißnaht, die Ausbildung der Naht, sowie deren Wärmebehand-

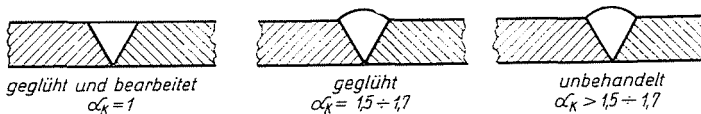


Abb. 11. Der Formfaktor der Schweißnaht, in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung und von der Nachbehandlung

lung kann man also nach der Skizze der Abb. 11 berücksichtigen. Wird die Schweißnaht spannungsentglüht oder normalisiert und wird die Naht abgerichtet, so wird der Wert des Formfaktors offensichtlich gleich 1. Im Falle von wärmebehandelten und nicht abgerichteten Schweißnähten kann man den Formfaktor α_k mit 1,5 bis 1,7 berücksichtigen, und schließlich im Falle von nicht abgerichteten und nicht wärmebehandelten Nähten kann man nur das feststellen, daß der Formfaktor größer ist, als 1,5 bis 1,7.

Auf Grund der bisher Angeführten kann man die Klassifikation der Stähle in Hinsicht auf die Gefahr des Sprödbrechens eindeutig vornehmen.

	C	Mn	Si	Al	Ti
MTA 50	0,19	1,20	0,40	> 0,1	0,03
A 50.21	0,29	0,57	0,02	n. a.	—
A 50.35.21	0,19	1,20	0,39	n. a.	—

Abb. 12. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten schweißbaren Stähle

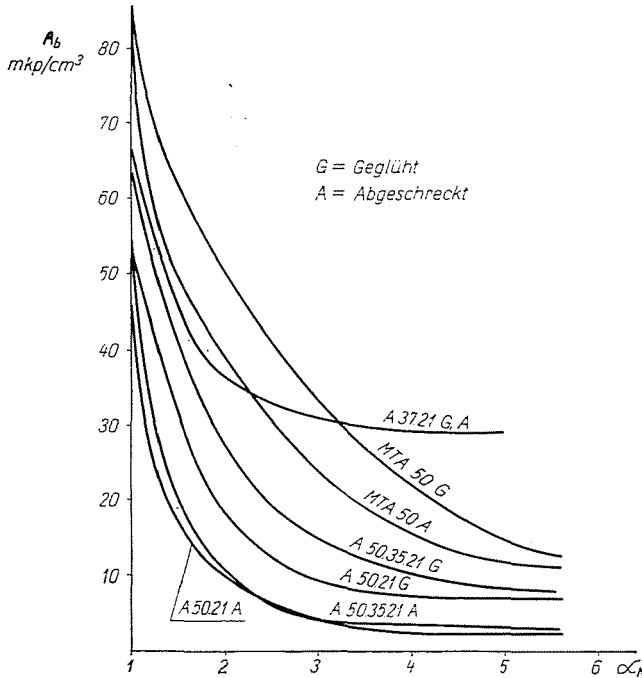


Abb. 13. Die Brucharbeit der schweißbaren ungarischen Stahlsorten im gehärteten und geglähten Zustande

Man muß natürlich bei jeder Stahlsorte nach den obigen Ausführungen die Wirkung der kornvergrößernden Wärmebehandlung bzw. die Wirkung einer raschen Abkühlung aus dem Austenitgebiet, sowie die Wirkung der Längs- und Querrichtung auch untersuchen. Ich zeige hier als Beispiel nur die Versuchsergebnisse der in Ungarn verwendeten Stähle mit mindestens 50kp/mm^2 Festigkeit, verglichen mit den Angaben des Weichstahles A. 37.21. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle zeigt Abb. 12. Die Stähle MTA. 50 und A. 50.35.21 nach den ungarischen Normen sind garantiert schweißbar, die Schweißbarkeit des A. 50.21 Stahles wird nicht garantiert. Die Abb. 13 zeigt die Kurven der Brucharbeit dieser Stähle nach der Wasserkühlung aus dem Austenitgebiet, bzw. nach Weichglühung. Im Falle von

Schweißnähten, die wärmebehandelt und abgerichtet wurden, ergibt die besten Ergebnisse der Stahl MTA. 50, mit einer Brucharbeit von rund 85 mkp/cm³. Bei nicht abgerichteten (unbehandelten), jedoch spannungsfreigeglühten Schweißnähten ($\alpha_k = 1,5$) beträgt die Brucharbeit des Stahles MTA. 50 noch immer 50 mkp/cm³, auch im wassergekühlten Zustande. Unter denselben Verhältnissen beträgt die Brucharbeit der Stähle A. 50.35.21 und A. 50.21 nur mehr 15 mkp/cm³. In Hinsicht auf die Sicherheit dem Sprödbbruch gegenüber stellt also der Stahl MTA. 50 in diesen Fällen eine rund dreifache Sicherheit gegenüber den beiden anderen Stahlsorten dar. Bei den unbehandelten Schweißnähten hat man diejenigen Werte des α_k zu berücksichtigen, bei denen die Kurven sich schon asymptotisch einem Grenzwerte nähern. So finden wir im Falle der Stähle A. 50.35.21 und A. 50.21 bei Wasserabkühlung aus dem Austenitgebiet (also bei den unvorteilhaftesten Abkühlungsverhältnissen) bei einem Formfaktor $\alpha_k = 5$ den Wert der Brucharbeit von nur mehr 4 mkp/cm³. Die Brucharbeit des Stahles MTA. 50 beträgt hierbei 15 mkp/cm³, diejenige des Stahles A. 37.21 praktisch unabhängig von der Wärmebehandlung 30 mkp/cm³. Folglich stellt also in Hinsicht auf die Sicherheit gegenüber dem Sprödbbruch der Stahl MTA. 50 eine rund viermal, der Stahl A. 37.21 eine rund sechsmal so große Sicherheit dar, als der Stahl A. 50.35.21 bzw. A. 50.21 [12].

Den Begriff der Sicherheit gegenüber dem Sprödbbruch kann man also nach alldem folgendermaßen formulieren. Die zulässige Spannung der Konstruktion σ_{zul} ist jedenfalls kleiner, als die Fließgrenze, oder im Falle von wiederholten Beanspruchungen kleiner, als die Ermüdungsgrenze. Der Sicherheitsfaktor der Festigkeitsberechnung beträgt also

$$n = \frac{K}{\sigma_{zul}}$$

wo K , die betreffende Materialkonstante ist (Fließgrenze, Ermüdungsgrenze.) Nach diesem Muster kann man auch den Sicherheitsfaktor gegenüber dem Sprödbbruch formulieren. Da die zulässige Spannung, σ_{zul} kleiner ist, als die Fließgrenze, kann auf die Wirkung derselben im Prinzip nur eine elastische Formänderung auftreten.

Die auf die Wirkung der zulässigen Spannung im Volumeneinheit aufgespeicherte elastische Energie beträgt

$$A_e = \frac{\sigma_{zul}^2}{2E} . \quad (8)$$

Wird nach dem obigen Muster dieselbe auf die volle, bis zum Bruch notwendige Arbeit bezogen, so erhält man den Sicherheitsfaktor des Sprödbbruches:

$$n = \frac{A_b}{A_e} . \quad (9)$$

Der Spröbruch wird offensichtlich dann eintreten, wenn $n = 1$. Je größer also der Wert des Faktors n beträgt, um so größer ist die Sicherheit gegenüber Spröbrüchen.

Zusammengefaßt kann man also die Wirkung der im Laufe des Schweißens entstehenden Veränderungen der Mikrostruktur und der Submikrostruktur durch die Untersuchung von drei Serien von Probestäben berücksichtigen:

a) Die erste Serie der Probestäbe soll mit einer körnvergrößernden Wärmebehandlung in grobkörnigen Zustand umgeföhrt werden.

b) Die zweite Serie der Probestäbe soll nach Wasserabkühlung aus dem Austenitgebiet untersucht werden.

c) Die dritte Serie der Probestäbe muß künstlich gealtert werden.

In jeder der drei obigen Serien der Probestäbe sollen Probestäbe wenigstens mit dem Formfaktor a_k gleich 1; 1,5 und 4 gefertigt werden.

Wegen der Streuung der Ergebnisse ist es zweckmäßig jeweils 2—3 Probestäbe mit den angegebenen Formfaktoren zu untersuchen.

Setzt man diesen Wert der Brucharbeit in die obige Formel (9) ein, der auf Grund der vorangegangenen Behandlung den unvorteilhaftesten Brucharbeitswert darstellt, so kann man für diesen unvorteilhaftesten Fall die Sicherheit des Spröbruches bestimmen.

Man kann das Obige damit ergänzen, daß man mit dieser Probe auch die Wirkung der Schweißtechnologie ganz genau berücksichtigen kann.

Zusammenfassung

Wenn wir als Kenngröße der Spröbruchneigung die Brucharbeit einföhren, so ist es offensichtlich, daß im Falle von spröden Werkstoffen die Brucharbeit (die Arbeit der plastischen Formänderung) gleich Null ist. Je größer der Wert der Brucharbeit wird, um so größer wird die Sicherheit der Konstruktion gegenüber Spröbrüchen. Die Brucharbeit ist nur von dem Formfaktor abhängig und somit wird die Brucharbeit von Konstruktionen mit dem gleichen Formfaktor dieselbe. Man kann der Schweißverbindung jeweils einen Formfaktor zuordnen, der maßgebend für die Brucharbeit und somit für die Spröbruchneigung der geschweißten Konstruktion ist. Die strukturellen Veränderungen, die durch das Schweißen verursacht werden, kann man durch künstliche Kornvergrößerung, durch Abkühlung mit verschiedenen Geschwindigkeiten aus dem Gebiet der Austenitbildung, sowie durch künstliche Alterung entsprechend berücksichtigen. Die vorgeschlagene Methode ergibt eine solche Kenngröße der Spröbruchneigung, die im Laufe der Konstruktion bzw. der Bemessung numerisch berücksichtigt werden kann.

Literatur

1. SCHULZ, E. H., ZEYEN, K. L.: Der Bauingenieur 27, 366 (1954)
2. GRANJON, H.: Brit. Welding Journal 1, 105 (1954)
3. GILDE, W., MROSKO, K.: Schweißtechnik 6, 332 (1956)
4. ZEYEN, K. L.: Der Bauingenieur 32, 209—217 (1957)
5. IRWIN, G. R., KIES, J. A.: Welding Journal 33, 193 S (1954)
6. LUBAHN, J. D.: A. S. T. M. Proceedings 58, 679 (1958)
7. GILLEMOT, L., SINAY, G.: Acta Technica, XXII, No 1—2. 149—173 (1958)
8. GILLEMOT, L.: Materialprüfung 3, 330 (1961)

9. GILLEMOT, L.: Acta Technica, XXXV—XXXVI, 165 (1961)
10. KATOR, L.: Prüfung der Zusammenhänge zwischen der Kontraktionsarbeit und der Korngröße. Vorgetragen am Intern. Kongreß f. Materialprüfung, Budapest, 1961.
11. RÓNAY, M.: Einfluß der Korngröße auf den Sprödbbruch und auf die Dauerstandfestigkeit im mehrachsigen Spannungszustand. Vorgetragen am Intern. Kongreß f. Materialprüfung, Budapest, 1961.
12. GILLEMOT, L.: Prüfung der Schweißbarkeit. Vorgetragen am Intern. Kongreß f. Materialprüfung, Budapest, 1961. Gép (Die Maschine). Unter Druck.
13. NEUBER: Kerbspannungslehre. Springer Verlag, Berlin, 1958.

Prof. L. GILLEMOT, Budapest XI, Bertalan Lajos u. 6. Ungarn.