

# DER EINFLUSS DER LEGIERUNG MIT TITAN AUF DIE SCHWEISSBARKEIT HOCHFESTER BAUSTÄHLE\*

Von

P. ROMVÁRI

Lehrstuhl für Mechanische Technologie, Technische Universität Budapest

(Eingegangen am 25. Februar 1964)

Vorgelegt von Prof. Dr. L. GILLEMOT

## 1. Einleitung

Kohlenstoffarme Stähle, wie sie für geschweißte Konstruktionen herkömmlicherweise zur Verwendung gelangen, werden den neuzeitlichen technologischen Anforderungen nicht mehr gerecht. Die Erhöhung der Festigkeit des Stahles ermöglicht es, sofern auch seine gute Schweißbarkeit gesichert ist, das Eigengewicht von Stahlkonstruktionen erheblich herabzusetzen und damit auch wesentliche Einsparungen am Grundmaterial zu erzielen. Einen leicht gangbaren Weg zur Verbesserung der Festigkeitskennwerte von Stählen bildet deren niedrige Legierung. Als Legierungszusätze werden bei gut schweißbaren Stählen für den allgemeinen Gebrauch am häufigsten Mangan und Silizium angewendet. Geringe Mengen bestimmter Legierungskomponenten, wie etwa Aluminium, Titan und Vanadium, verbessern nicht nur die Festigkeit, sondern auch die Schweißbarkeit des Stahls.

Bekanntlich zeichnen sich niedrig legierte Stähle mit geringem Titan-gehalt vor Stählen ohne jeden Titanzusatz durch wesentlich bessere mechanische Eigenschaften und durch eine weit bessere Schweißbarkeit aus. Trotz der positiven Ergebnisse der bisherigen Untersuchungen [1], [2], [3], [4] haben indessen die titanlegierten Stähle keine größere Verbreitung gefunden. Einer der Gründe hierfür ist in der Tatsache zu suchen, daß der Stahl bei unrichtiger Wahl der Walztemperatur versprödet.

Die vorliegende Arbeit enthält auszugsweise die Ergebnisse von Versuchen, die an dem mit Titan niedrig legierten sowjetischen Stahl Type 14G2 (GOSZT 5085—57) vorgenommen wurden. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften dieser Stahlsorte sind annähernd identisch mit jenen des ungarischen Stahles MTA—50, so daß die Ergebnisse dieser Versuche auch auf die Verhältnisse in Ungarn anwendbar sind.

\* Die Versuche wurden vom Verfasser in den Laboratorien der Moskauer Bauman-Universität und der Sowjetischen Akademie für Bauwesen unter Anleitung von Prof. G. A. Nikolajew und Kand. A. J. Brodski durchgeführt.

## 2. Erzeugung des Versuchsstahls

Der untersuchte Stahl wurde in einem basisch ausgefütterten SM-Ofen von 220 t Fassungsvermögen erzeugt. Die Desoxydation und Legierung erfolgte in Gießpfannen mit Ferromangan, Ferrosilizium, Aluminium und Ferrotitan.

Die Anfangs-Walztemperatur lag zwischen 1170 und 1150 °C, die Endtemperatur zwischen 1000 und 940 °C.

Die einzelnen Chargen hatten fast dieselbe chemische Zusammensetzung, ausgenommen den Titangehalt, der 0,025, 0,06 und 0,15% betrug (Tabelle I). Mit einem unter den üblichen Werten liegenden Gasgehalt — Sauerstoff 0,002—0,0033%, Wasserstoff 0,0003%, Stickstoff 0,003—0,004% — erwies sich die Güte des Stahls auf Grund der Gasanalyse als durchaus entsprechend.

**Tabelle I**  
Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle (Anteile in Prozenten)

Schmelze	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Ti	Al
A	0,18	1,38	0,34	0,019	0,020	0,03	0,06	0,10	0,15	0,045
B	0,18	1,36	0,30	0,016	0,023	0,04	0,05	0,15	0,06	0,04
C	0,18	1,48	0,31	0,036	0,028	0,10	0,10	0,02	0,025	0,03

## 3. Der Einfluß des Titans auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls

### a) Im warmgewalzten Zustand

Die mechanischen Eigenschaften des warmgewalzten Stahls gehen aus *Abb. 1* hervor. Die aufgetragenen Daten beziehen sich auf eine Blechdicke von 12 mm. Die Zugversuche wurden an Flachproben, die Ermittlung der Kerbschlagzähigkeit stets an Mesnager-Probestäben durchgeführt.

Wie die Versuchsergebnisse (*Abb. 1*) zeigen, weist der bei hoher Temperatur gewalzte, mehr als 0,06% Titan enthaltende Stahl eine hohe Festigkeit, eine geringe Dehnbarkeit und eine unbefriedigende Kerbschlagzähigkeit auf. Mit steigendem Titangehalt wächst die Festigkeit des warmgewalzten Stahles, während seine Bildsamkeit und Zähigkeit abnehmen. Daß sich die mechanischen Eigenschaften des Stahles in diesem Sinne ändern, erklärt sich aus der bei den hohen Walztemperaturen unvermeidlichen Lösung des Titans [3]. Bei einem Titangehalt von 0,15% versprödet der Stahl so stark, daß seine kritische Temperatur auf über +20 °C zu liegen kommt, was seine Verwendung für Schweißkonstruktionen, sofern er warm gewalzt ist, von vornherein ausschließt.

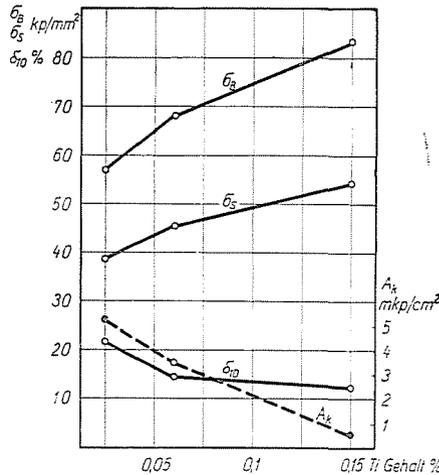


Abb. 1. Der Einfluß des Titans auf die mechanischen Eigenschaften warmgewalzter Stähle (s = 12 mm)

b) Im normalisierten Zustand

Zur Erhöhung seiner Bildsamkeit und Zähigkeit wurde der obige warmgewalzte Stahl normalisiert. Der bei hohen Temperaturen ( $T > 1000\text{ }^\circ\text{C}$ ) gelöste Titan scheidet bei der Normalisierungstemperatur ( $T \sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ ) aus dem Ferrit aus und bildet TiC. Die Ausscheidung des Titans erhöht die Bildsamkeit und Zähigkeit des Stahles in beträchtlichem Maße.

Als optimale Hochglüh­temperatur für den untersuchten Stahl ergab sich aus den Versuchen ein — vom Titangehalt unabhängiger — Wert von  $900\text{--}910\text{ }^\circ\text{C}$ . Die Zähigkeit des Stahles erhöht sich, wenn die Dauer des Glühens auf dieser Temperatur erhöht wird. Als optimale Glühdauer wurde eine Zeit von  $2\text{--}4$  min je mm Blechdicke ermittelt.

Die Festigkeits- und Dehnungswerte des normalisierten Stahles wurden an Flachproben bestimmt. Die Werte der Kerbschlag­zähigkeit beziehen sich auf normalisiertes Grundmaterial und auf einen nach 10%iger Kaltverformung (bei  $250\text{ }^\circ\text{C}$  und bei einstündiger Glühdauer) künstlich gealterten Stahl. Als Beginn des Sprö­dbruches wurde jene Temperatur angenommen, bei der die Kerbschlag­zähigkeit des normalisierten Grundmaterials unter  $3\text{ mkp/cm}^2$ , die des gealterten Stahles dagegen unter  $2\text{ mkp/cm}^2$  sank. Die Dauerfestigkeit des Stahles wurde an  $\varnothing 9,5$  mm Probestäben mit einer Lastspielzahl von  $5 \cdot 10^6$  ermittelt.

Die mechanischen Eigenschaften des normalisierten Stahles sind in Tabelle II zusammengefaßt.\* Aus den Meßergebnissen geht hervor, daß sämt-

\* Die Werte  $A'_k$  und  $T'_{kr}$  beziehen sich auf gealtertes Versuchsmaterial.

liche Kennwerte des normalisierten Stahles die Anforderungen der Normen GOSZT 5058—57 und MSz 6280—56 befriedigen, ja wesentlich über diesen liegen.

**Tabelle II**  
Mechanische Kennwerte der normalisierten Stähle

Schmelze	Blechdicke, mm	$\sigma_B$	$\sigma_S$	$\delta_{10}$	$A_k$ mkp/cm <sup>2</sup>		$T_{kr}$	$A'_k$ mkp/cm <sup>2</sup>		$T'_{kr}$	$\sigma_z$
		kp/mm <sup>2</sup>	kp/mm <sup>2</sup>	%	-20°	-40°	C°	+20°	-40°	C°	kp/mm <sup>2</sup>
A	12	55,3	39,7	30,8	16,8	9,5	Unter -60	8,1	1,7	-20	—
	20	56,2	39,2	37,2	16,6	11,3	..	—	—	—	27,5
	30	54,1	37,5	43,6	13,4	7,8	..	—	—	—	—
	40	53,9	36,5	42,5	16,1	9,7	..	—	—	—	—
B	12	56,6	40,6	30,1	11,9	5,5	..	5,1	3,3	-60	—
	20	56,9	39,6	36,8	11,0	6,4	..	—	—	—	27,5
	30	55,2	37,6	37,4	13,6	8,0	..	—	—	—	—
	40	53,4	37,3	42,2	—	—	—	—	—	—	—
C	12	53,4	33,9	32,7	8,9	5,7	-60	4,1	1,3	+20	—
	20	52,8	34,4	34,8	—	—	—	—	—	—	24,5

#### 4. Untersuchung der Warmrissigkeit der Schmelze

Die während der Kristallisation der Schmelze entstehenden Risse (Warmrisse) deuten bekanntlich auf Spannungskonzentrationen hin. Unter der Einwirkung äußerer Kräfte können sich die Risse fortsetzen, was zum Bruch der Konstruktion führt. Aus diesem Grunde ist es wichtig, den Einfluß der chemisch unterschiedlich aufgebauten Elektroden auf die Warmrissigkeit eines gegebenen Stahles zu untersuchen.

Bei der quantitativen Bestimmung der Rissebildungsanfälligkeit der erstarrenden Schmelze wird die Abkühlungsgeschwindigkeit in der Übergangszone auf konstantem Wert gehalten (die auf die Längeneinheit entfallende Energie  $q/v = \text{konst}$ ) und die Geschwindigkeit der Deformation der Schweißverbindung geändert. Die Verformung der Schweißverbindung tritt während des Schweißens ein [5].

Eine schematische Darstellung der Maschine, die die Verformung der Schweißverbindung bewirkt, findet sich zusammen mit den Abmessungen der Flachprobe in Abb. 2. Die untersuchte Naht wird auf der Maschine während des Schweißens durch verschiedene Übersetzungen mit unterschiedlicher Geschwindigkeit verformt. Bei den Versuchen wurde die Widerstandsfähigkeit

der Naht gegenüber der Bildung von Warmrissen durch jene maximale Verformungsgeschwindigkeit gekennzeichnet, bei welcher in der Naht noch keine Risse auftraten.

Die abgeschrägten Probebleche wurden mit einem CO<sub>2</sub>-Schutzgasschweißautomaten (Abb. 2) geschweißt, wobei drei Arten von Elektroden mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung Verwendung fanden (Tabelle III).

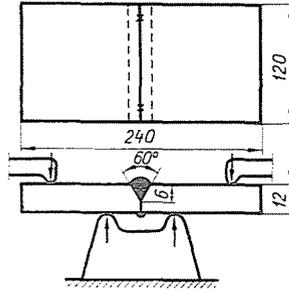


Abb. 2. Schema der Warmrissigkeitsprüfmaschine und Abmessungen der Flachprobe

**Tabelle III**  
Chemische Zusammensetzung der Elektroden (Anteile in Prozenten)

Draht	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
D	0,08	1,64	0,79	0,020	0,012	0,20	0,17	0,18
E	0,08	1,84	0,83	0,024	0,013	0,20	0,14	0,17
F	0,12	0,92	0,67	0,020	0,017	0,12	0,09	0,14

Die schweißtechnologischen Parameter waren folgende:  $I = 280 - 300$  A,  $U = 28 - 30$  V,  $v_{\text{Schw.}} = 30$  m/St.,  $V_{\text{CC}_2} = 1200$  l/St.,  $d_{\text{el}} = 2,0$  mm.

Die Untersuchungsergebnisse sind für die warmgewalzten Stähle in Abb. 3a, für den normalisierten Stahl in Abb. 3b dargestellt. (Bei der den leeren Kreisen zugehörigen Verformungsgeschwindigkeiten entstanden noch keine Risse.) Auf Grund der Abbildung läßt sich feststellen, daß den stärksten Widerstand gegenüber der Bildung von Warmrissen die mit den Elektroden D und E geschweißten Nähte aufweisen. Die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes der Elektrode von 0,08% auf 0,12% (siehe Tabelle III) läßt die Anfälligkeit der Schmelze zur Warmrissebildung stark ansteigen (Elektrode F). Mit steigendem Titangehalt des Werkstückes verfeinert sich das Gefüge der Naht, und entsprechend steigt der Widerstand des erstarrenden Metalls gegen die Warmrissebildung an. Die gleiche Wirkung zeigt sich bei normalisierten Werkstücken, da die Normalisierung dem Grundmaterial unter sonst gleichen Bedingungen ein feineres Gefüge verleiht.

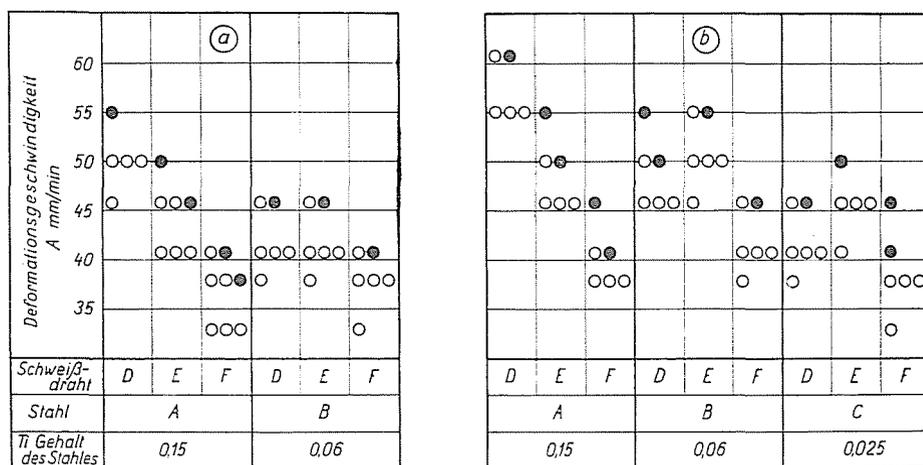


Abb. 3. Einfluß des Ti auf die Warmrissigkeit der Schmelze

a — bei warmgewaltem Grundmaterial

b — bei normiertem Grundmaterial

## 5. Der Einfluß der Wärmeperiode des Schweißens auf das Grundmaterial

Bekanntlich sind niedrig legierte Stähle, die sonst eine ganze Reihe vorteilhafter Eigenschaften aufweisen, gegenüber der Wärmeeinwirkung beim Schweißen überaus empfindlich, was im Vergleich zu den herkömmlichen kohlenstoffarmen Stählen einen wesentlichen Nachteil bedeutet. Bei richtiger Wahl der Wärmeeinwirkung läßt sich indessen beim Schweißen eine Aufhärtung der Übergangzone bzw. das Entstehen eines groben Gefüges vermeiden. Zur Bestimmung der optimalen Wärmewirkung beim Schweißen sind zahlreiche experimentelle Verfahren entwickelt worden. Bei den hier beschriebenen Versuchen wurde die modernisierte Bauman-Probe [5] angewendet, die sich in ihren wesentlichen Punkten wie folgt beschreiben läßt:

Auf die normalisierten Bleche wurden mit unterschiedlichen Energien je Längeneinheit ( $q/v = 1700; 3000; 5000$  und  $10\,000$  kal/cm) mit einem CO<sub>2</sub>-Automaten Raupen geschweißt. Während beim Minimalwert der Energie je Längeneinheit die Übergangzone eine Aufhärtung erfuhr, beim Maximalwert der Energie je Längeneinheit dagegen ein grobes Gefüge entstand, lagen die zwischen diese Extremwerte fallenden Längeneinheits-Energien in unmittelbarer Nähe des Optimums. Nach Entfernung der Anfangs- und Schlußteile des Schweißens wurden die Bleche in 4 Teile geteilt und aus ihnen Kerbschlagbiegeproben derart ausgeschnitten, daß der Kerb der Flachproben in je eine charakteristische Zone zu liegen kam. Als solche betrachteten wir die Übergangzone (I), die normalisierte (II), die halbumkristallisierte (III) und schließlich die Alterungszone (IV). (Siehe Abb. 4.) Die Bestimmung der Lage des Kerbes erfolgte nach dem Schleifen und Beizen der Proben.

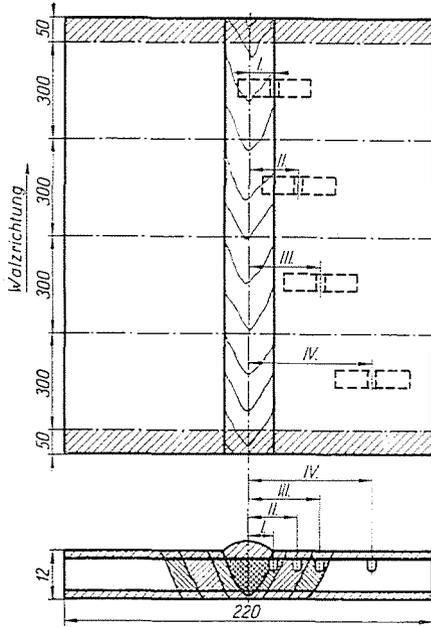


Abb. 4. Schema der Flachprobenausschnitte

Die Kerbschlagbiegeproben wurden bei Temperaturen von  $+20$ ,  $0$ ,  $-20$ ,  $-40$  und  $-60$  °C untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchung (die  $A_k$ -Werte) wurden in Abhängigkeit von der Temperatur und von den verschiedenen Übergangszonen aufgetragen.

Abb. 5 zeigt die Ergebnisse der klassischen Bauman-Probe, vervollständigt mit den bei  $-40$  °C ermittelten Werten der Kerbschlagzähigkeit. Auf Grund der bei  $+20$  und  $-40$  °C gemessenen Kerbschlagzähigkeitswerte sowie auf Grund der maximalen Härte und der maximalen Korngröße in der Übergangszone ist der optimale Wert der beim Schweißen einer 12 mm dicken Platte anzuwendenden Längeneinheits-Energie zu 5000 kal/cm anzusetzen (Abb. 5). Die Schweißverbindung zeigt indessen befriedigende mechanische Eigenschaften auch beim Schweißen mit Werten von  $q/v = 1700-5000$  kal/cm, innerhalb dieses Energiebereiches kommt also eine verlässliche Schweißverbindung zustande (Abb. 5). Die optimalen Werte der Energie je Längeneinheit für Platten mit abweichenden Dickenabmessungen wurden nach der Methode von RIKALIN ermittelt [6].

Aus Abb. 5 geht deutlich hervor, daß die bei hohen Erhitzungstemperaturen eintretende, die Vergrößerung der Körnung behindernde Wirkung des Titans auch beim Schweißen zur Geltung kommt. Bei Abkühlung von der hohen Temperatur erhöht sich die Härte der Übergangszone mit wachsendem Titangehalt des Stahles, ohne daß es zu einer beachtlichen Beeinträchtigung

der Kerbschlagzähigkeit käme. In dieser Hinsicht erweist es sich als weit gefährlicher, dem Werkstoff eine den optimalen Wert der Längeneinheits-Energie überschreitende Wärmemenge zuzuführen, weil damit infolge der Lösung des Titans eine erhebliche Herabsetzung der Kerbschlagzähigkeit ausgelöst wird, die unbedingt zu vermeiden ist.

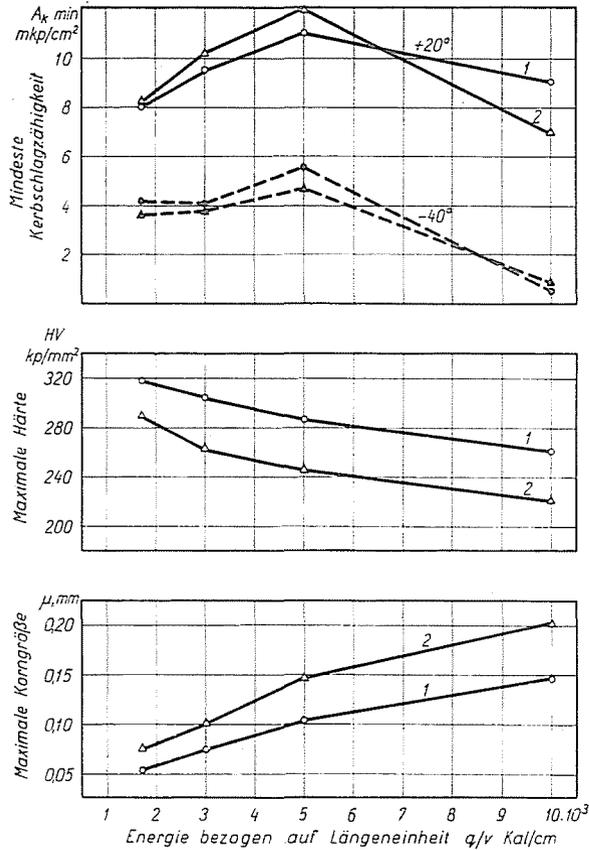


Abb. 5. Die Ergebnisse der Bauman-Probe  
1 — Charge A. 2 — Charge B

In Abb. 6 sind wieder die Kerbschlagzähigkeitswerte und dazu die Werte der kritischen Übergangstemperatur für 12 mm dicke Platten aufgetragen. Sie wurden an Kerbschlagbiegeproben ermittelt, die nach dem oben beschriebenen Verfahren aus den mit den optimalen Werten der Längeneinheits-Energie zusammengeschweißten Platten ausgeschnitten wurden. Die Platten wurden mit zweiseitiger asymmetrischer Naht ohne Abkantung geschweißt. Der Kerb der Probe kam auf die Seite der zweiten Naht zu liegen.

Die Untersuchung ergab (Abb. 6), daß die Kerbschlagzähigkeit der charakteristischen Übergangszonen mit steigendem Titangehalt wächst, während die kritische Übergangstemperatur erheblich sinkt. Aus Abb. 6 geht ferner hervor, daß die Anwendung der modernisierten Bauman-Probe trotz ihrer Umständlichkeit bei Einführung neuer schweißbarer Stähle zweckmäßig ist. Die klassische Bauman-Probe beschränkt sich nämlich auf die Untersuchung der Kerbschlagzähigkeit in der Übergangszone I bei +20 °C, die bei

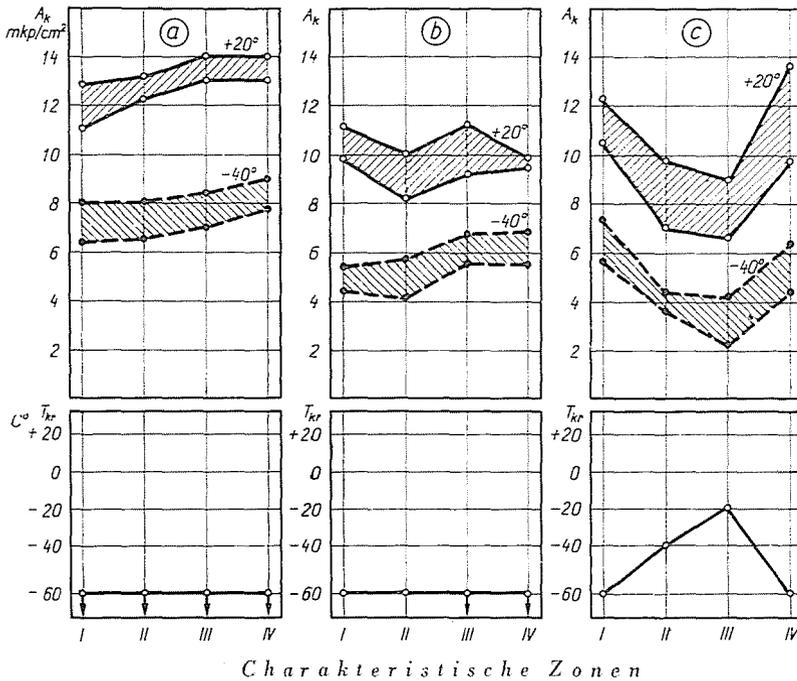
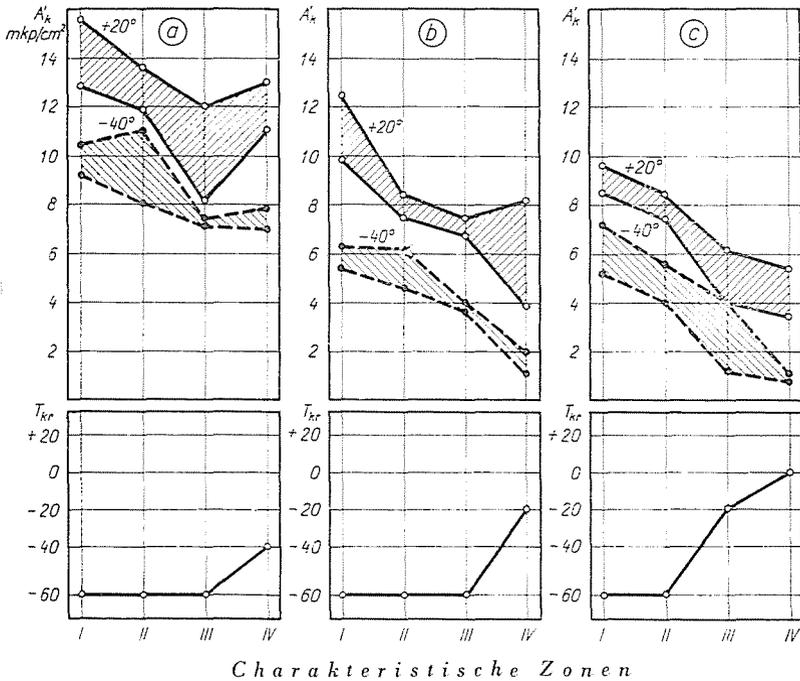


Abb. 6. Einfluß des Ti auf die Kerbschlagzähigkeit und auf die kritische Temperatur in den charakteristischen Übergangszonen

einem erheblichen Teil der Fälle keinen Minimalwert liefert und auch nicht erkennen läßt, welchen Einfluß die Energie je Längeneinheit auf die kritische Übergangstemperatur ausübt.

Das Abtrennen der für die Elemente geschweißter Konstruktionen benötigten Platten- und Profilstahlstücke und ihre Vorbereitung zum Schweißen geht häufig mit einer mehr oder weniger starken Kaltverformung einher, der die Schweißung folgt. Die beiden Arbeitsphasen können gemeinsam eine künstliche Alterung des Stahles auslösen, die sich in einer Verminderung der Kerbschlagzähigkeit und in einer Erhöhung der kritischen Übergangstempera-

tur zu äußern pfllegt. Die durch solche Vorgänge bedingte Alterungsanfälligkeit des Stahles wurde gleichfalls an 12 mm dicken Platten gemessen, die nach vorangegangener 10%iger Kaltverformung auf die beschriebene Weise zusammengeschweißt worden waren. Aus diesen Schweißverbindungen wurden sodann die Kerbschlagbiegeproben hergestellt. Die bei  $+20$  und  $-40$  °C ermittelten Kerbschlagzähigkeitswerte sind in *Abb. 7* zusammengefaßt.



*Abb. 7.* Einfluß des Ti auf die Alterung der Schweißverbindung  
a — Charge A. b — Charge B. c — Charge C.

Wie aus dieser Abbildung eindeutig hervorgeht, ist eine Erhöhung des Titangehalts des Stahles bis 0,15% überaus zweckmäßig, weil derartige Stähle unter den geschilderten Umständen nicht zum Altern neigen. Mit abnehmendem Titangehalt wächst die Empfindlichkeit des Stahles gegenüber dem Altern stürmisch an.

## 6. Annähernde Bestimmung der Streckgrenze geschweißter Verbindungen mit Hilfe von Dehnungsmeßstreifen

Unter dem Einfluß der Schweißhitze erleidet das Gefüge des Stahles Änderungen, die auch eine Wandlung seiner mechanischen Eigenschaften zur Folge haben. Die Art dieser Änderungen läßt sich bei Zugbelastung der aus

geschweißten Platten ausgeschnittenen Flachproben verhältnismäßig leicht verfolgen, wenn zur Bestimmung der Verformung in den einzelnen Zonen der Schweißverbindung Dehnungsmeßstreifen mit kleinen Basisabmessungen verwendet werden.

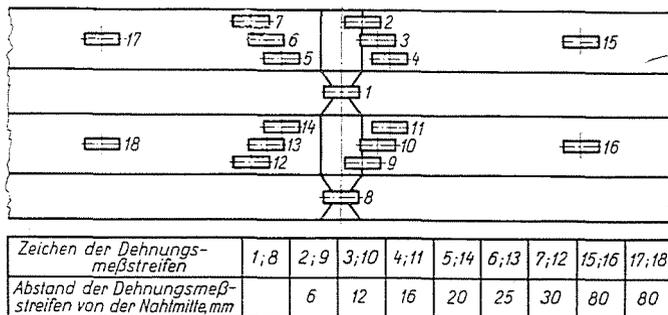


Abb. 8. Lage der Dehnungsmeßstreifen auf den Flachproben

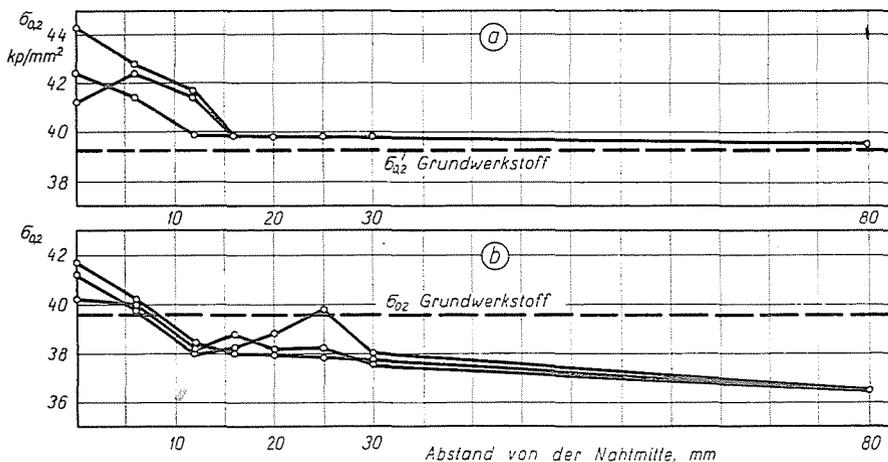


Abb. 9. Zusammenhang zwischen Streckgrenze des Stabes und Einfluß des Schweißens  
a — Charge A, b — Charge B

Für die Zwecke der Untersuchung stellten wir aus 20-mm-Platten mit der optimalen Längeneinheits-Energie durch eine in vier Lagen aufgetragene X-Naht eine Schweißverbindung her. Aus je einer Stahlcharge wurden 3 Proben auf Zug und ein Schliffstück auf Härte geprüft. Abb. 8 zeigt die Lage der Dehnungsmeßstreifen an der geschliffenen Flachprobe.

Aus den Meßergebnissen wurden zur Bestimmung der 0,2-Grenze die Kurven der Funktion  $\sigma = f(\epsilon)$ , und sodann laut Abb. 9 die Zusammenhänge

zwischen den  $\sigma_{0,2}$ -Werten und den Abständen der Meßstreifen von der Nahtmitte aufgetragen. Ein Vergleich der  $\sigma_{0,2}$ -Werte mit den Ergebnissen der Härteprüfung und den entsprechenden Kennwerten des Grundmaterials ermöglichte es, das Ausmaß der Ab- bzw. Zunahme der  $\sigma_{0,2}$ -Werte und die Zonenbreite zu bestimmen.

Bei den Probestäben aus den Schweißverbindungen der Stahlsorte *A* (Titangehalt 0,15%) wiesen die gemessenen  $\sigma_{0,2}$ -Werte keine schweißungsbedingte Abnahme an (Abb. 9a). Die Ergebnisse der Härtemessung haben die Richtigkeit dieser Feststellung bestätigt. Bei der 0,06% Titan enthaltenden Stahlsorte *B* zeigten die  $\sigma_{0,2}$ -Werte der Schweißverbindung keine Abnahme gegenüber den vergleichbaren Werten des Grundmaterials. Eine grundsätzliche Abweichung zwischen den Stahlsorten *A* und *B* besteht insofern, als der  $\sigma_{0,2}$ -Wert der Stahlsorte *B* ( $T_i = 0,06\%$ ) in 8 Monaten um etwa 2 kp/mm<sup>2</sup> abnahm, während die Festigkeitskennwerte bei der Stahlsorte *A* ( $T_i = 0,15\%$ ) zeitlich keine Änderung erleiden. Ähnliche Beobachtungen zeitigte auch die Bestimmung anderer Parameter.

Der Bruch trat bei den Flachproben aus beiden Stahlchargen an 70–160 mm von der Nahtmitte entfernten Stellen ein.

Diese Untersuchung bewies die Richtigkeit der nach obigem ermittelten optimalen Energie je Längeneinheit, da unter dem Einfluß der Schweißung weder die Bruchfestigkeit, noch die Fließgrenze eine Verminderung erfahren hatten und somit Änderungen des Wertes von  $(q/v)_{\text{opt}}$  überflüssig waren.

## 7. Die mechanischen Eigenschaften von Schmelze und Schweißverbindung

Die Zugversuche an der Schmelze wurden an 5*d* langen Probestäben bei  $d = 6$  mm vorgenommen, die aus dem Schweißmaterial von *V*-Nähten an Platten mit  $s = 12–20$  mm gefertigt worden waren. Der Kerb der Mesnager-Kerbschlagbiegeproben kam in die letzte Lage zu liegen. Die Prüfung der Kerbschlagzähigkeit wurde an Proben im Normalzustand und an künstlich gealterten Proben durchgeführt. Die Bestimmung der Bruchfestigkeit der Schweißverbindungen erfolgte an Flachproben mit bearbeiteter Naht. Im Biegeversuch wurden die Proben mit längs- und quergelagerten, gleichfalls bearbeiteten Nähten geprüft. Die Dauerfestigkeit und die Ermüdungsgrenze der Schweißverbindung ermittelten wir an  $\varnothing 9,5$  mm Probestäben durch symmetrische schwingende Beanspruchung. Die Ermüdungsgrenze ( $\sigma_w$ ) wurde an 8–10 Probestäben bei einer Lastspielzahl von  $5 \cdot 10^6$  bestimmt.

Aus den Ergebnissen der Untersuchungen lassen sich folgende Schlußfolgerungen ziehen (Tabelle IV). Die mit den Elektroden *D* und *E* hergestellten Nähte weisen annähernd gleiche mechanische Eigenschaften auf. Die Elektrode *F* empfiehlt sich zum Schweißen der untersuchten Stahlsorten nicht, weil die

**Tabelle IV**  
**Mechanische Kennwerte der Schmelze und der Schweißverbindungen**

Schmelze	Draht	Bleeh- dicke, mm	Schweißgut				Schweißverbindung							
			$\sigma_B$	$\sigma_S$	$\delta_5$	$\eta$	$\sigma_B$	$A_k$ mkp/cm <sup>2</sup>		$T_{kr}$	$A_k$ mkp/cm <sup>2</sup>		$T_{kr}$	$\sigma_k$
			kp/mm <sup>2</sup>		%		kp/mm <sup>2</sup>	+20	-40	С°	+20	-40	С°	kp/mm <sup>2</sup>
A	D	12	—	—	—	—	57,3	12,8	8,5	Unter —60	7,1	1,5	—20	—
		20	59,0	47,8	28,2	62,6	—	—	—	—	—	—	—	—
		30	—	—	—	—	55,4	14,6	9,8	„	—	—	—	—
	E	12	—	—	—	—	56,8	12,5	7,2	„	7,4	1,4	0	—
		20	61,3	48,2	27,7	61,8	—	—	—	—	—	—	—	28,5
		30	—	—	—	—	56,1	—	—	—	—	—	—	—
F	12	—	—	—	—	57,8	12,2	6,3	„	5,5	1,2	+20	—	
	20	55,8	40,9	27,8	62,2	—	—	—	—	—	—	—	—	
	30	—	—	—	—	56,0	—	—	—	—	—	—	—	
B	D	12	—	—	—	—	57,5	15,0	7,8	„	5,0	1,3	0	—
		20	58,6	46,5	26,3	61,7	—	—	—	—	—	—	—	—
		30	—	—	—	—	57,2	14,5	8,2	„	—	—	—	—
	E	12	—	—	—	—	56,6	11,5	6,2	„	5,2	0,8	0	—
		20	60,3	48,1	28,7	60,1	—	—	—	—	—	—	—	28,5
		30	—	—	—	—	56,5	—	—	—	—	—	—	—
F	12	—	—	—	—	56,7	12,6	7,0	„	4,3	1,3	+20	—	
	20	55,5	39,7	27,6	60,6	—	—	—	—	—	—	—	—	
	30	—	—	—	—	56,8	—	—	—	—	—	—	—	
C	D	12	51,6	35,0	31,3	67,0	53,7	15,0	9,5	„	8,8	6,0	—40	—
		20	—	—	—	—	53,4	—	—	—	—	—	—	24,5

mit Elektroden dieser Zusammensetzung hergestellten Schweißnähte eher zur Bildung von Warmrissen neigen und ihre mechanischen Parameter kaum die entsprechenden Kennwerte des Grundmaterials erreichen. Das Schweißen mit der Elektrode *F* ergibt bei großen Spritzverlusten Nähte mit rauher Oberfläche.

Die Festigkeit der Schweißverbindungen war in jedem Fall identisch mit der des Grundmaterials, der Bruch der Proben trat stets abseits von der Naht im Grundmaterial ein. Die Biegeproben vertrugen Biegungen um 180° ausnahmslos ohne Risse, bei weiterer Verformung (Zusammenpressung) traten jedoch an den mit der Elektrode *F* geschweißten Nähten bei einer Plattendicke von 30 mm Risse auf.

Die Zähigkeit der Naht ( $A_k$  und  $T_{kr}$ ) stimmt praktisch mit jener des Grundmaterials überein. Die Alterungsanfälligkeit der Naht (unter dem Einfluß der Verformung) liegt — mit Ausnahme der Charge *C* — über derjenigen des Grundmaterials,  $T_{kr}$  steigt erheblich an.

Die aus den Schweißverbindungen gewonnenen Proben haben dieselbe, ja eine etwas höhere Ermüdungsgrenze als das Grundmaterial.

### Zusammenfassung

Aus den Versuchen an titanlegierten Baustählen lassen sich folgende Schlußfolgerungen ziehen:

a) Die Walztemperatur von Baustählen mit einem Titangehalt von mehr als 0,06% darf 1000—1050 °C nicht überschreiten.

b) Mehr als 0,06% Titan enthaltende Baustähle bedürfen, sofern sie vor dem Walzen auf mehr als 1000—1050 °C erhitzt wurden, einer nachträglichen Wärmebehandlung.

c) Die Normalisierungstemperatur beträgt 900—910 °C, die Glühdauer 2—4 min/mm.

d) Titanlegierte Baustähle können nur mit einer bestimmten Energie je Längeneinheit geschweißt werden. Eine Erhitzung über die optimale Längeneinheit-Energie hinaus ist unbedingt zu vermeiden.

e) Der Kohlenstoffgehalt der beim CO<sub>2</sub>-Schutzgasschweißen verwendeten Elektroden soll 0,08% nicht überschreiten.

f) Der optimale Wert des Titangehaltes von Baustählen MTA-50 beträgt 0,1—0,15%.

### Literatur

1. NEUMEISTER, H.—WEISTER, H. J.: Stahl und Eisen, **65** (1945).
2. GILLEMOT, L.: Magyar Technika, **7—8** (1953).
3. СОМСТОК, Г. Е.: Титан в чугуна и стали, Издательство иностранной литературы (ИИЛ), Москва, 1956.
4. KRISTOF, GY.: Neue Hütte, **7** (1958).
5. BRODSKIJ, A. Ja.: Автоматическая сварка, **10** (1958).
6. RIKALIN, N. N.: Расчеты тепловых процессов при сварке. Maschgis, 1951.

Dr. Pál ROMVÁRI, Budapest, XI. Bertalan Lajos u. 7. Ungarn