

Über die Entwicklung neuer Zusatzstäbe für die Autogenschweissung von Stahl

VON DER

**EIDGENÖSSISCHEN TECHNISCHEN
HOCHSCHULE IN ZÜRICH**

ZUR ERLANGUNG

**DER WÜRDE EINES DOKTORS DER
TECHNISCHEN WISSENSCHAFTEN**

GENEHMIGTE

PROMOTIONSARBEIT

VORGELEGT VON

CARL GUIDO KEEL

Dipl. El. Ing. ETH

von Basel und Rebstein SG

Referent: Herr Prof. Dr. M. Roš

Korreferent: Herr Prof. Dr. E. Bickel

Meinen lieben Eltern gewidmet

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Vorwort	5
Bezeichnungen	6
I. Veranlassung, Problemstellung und Übersicht über die einschlägige Literatur	9
II. Die erweiterte Rechtsschweissung	11
III. Die Vorversuche	15
A. Die Kerbschlagzähigkeit schweisbarer Stähle	15
B. Gütevorschriften für Autogenschweißstäbe	17
C. Schlussfolgerungen	20
IV. Die Hauptversuche	20
1. Die Härte nach Vickers	21
2. Die statische Zugfestigkeit	21
3. Die statische Druckfestigkeit	28
4. Die statische Biegefestigkeit	28
5. Die statische Torsionsfestigkeit	30
6. Das Faltbiegevermögen	31
7. Die Feinstruktur	31
8. Das Makro- und Mikrogefüge.	36
9. Die Kerbschlagzähigkeit	41
10. Die Ermüdungsfestigkeit des Schweissgutes	42
11. Die Ermüdungsfestigkeit des geschweissten Stumpfstosses	45
V. Zulässige Spannungen	47
VI. Zusammenfassung und Schlusswort	49
Literaturverzeichnis	50

Leer - Vide - Empty

Vorwort

Bei der Niederschrift dieser Arbeit möchte ich Herrn Prof. Dr. M. Roš, Direktionspräsident, der Eidgenössischen Materialprüfungsanstalt und Versuchsanstalt, Zürich, und Herrn Prof. Dr. Bickel für die wertvollen Anregungen und die Unterstützung, die sie mir gewährten, meinen verbindlichsten Dank aussprechen.

Den Herren Abteilungsvorständen Prof. Dr. Wyss, Prof. Dr. Brandenberger, Dr. Friedli und den Prüfbeamten Theiler und Lais, danke ich für die wertvolle Beihilfe und Ratschläge, die sie mir bei der Durchführung dieser Arbeit gewährt haben.

Den Firmen:

Von Moos'sche Eisenwerke AG., Luzern,
Von Roll'sche Eisenwerke AG., Gerlafingen,
AGA AG., Stockholm und Pratteln,

danke ich für die bereitwillige Überlassung von Schweißstäben bzw. Versuchschargen verschiedenster Zusammensetzung, und den Firmen:

Gebr. Sulzer AG., Winterthur,
Ateliers de constructions mécaniques de Vevey S. A.,
Kesselschmiede Richterswil AG., Richterswil,

danke ich für die Ermöglichung von Versuchsschweissungen in ihren Betrieben.

Mein spezieller Dank gebührt den Herren Schweissermeistern E. Müller und P. Degen, die die für diese Versuche erforderlich gewesenen zahlreichen Platten mit vollster Sachkenntnis und Erfahrung ausführten.

Schliesslich ist es mir ein Bedürfnis, dem Vorstand des Schweizerischen Acetylenvereins und insbesondere seinem Präsidenten, Herrn Prof. Dr. Schläpfer, Zürich, für das Interesse an der Arbeit, den Karbid- und Druckgaswerken, den Apparatefabrikanten und den Firmen von Moos'sche Eisenwerke AG., Luzern, von Roll'sche Eisenwerke AG., Gerlafingen und Vereinigte Drahtwerke AG., Biel, für die grosszügige Bereitstellung der finanziellen Mittel meinen verbindlichsten Dank auszusprechen.

Bezeichnungen

1. Allgemein

d, \varnothing	= Durchmesser	mm
s	= Wandstärke	mm
b	= Breite	mm
Lw	= Lastwechsel	

2. Härteproben

H_v	= Härte nach Vickers.	kg/mm ²
-------	-------------------------------	--------------------

3. Kerbschlagproben

A	= Schlagarbeit	mkg
F_0	= Querschnitt der Probe bei der Kerbe	cm ²
κ	= Kerbschlagzähigkeit = A/F_0	mkg/cm ²
α	= Biegewinkel beim ersten Anriss.	°

4. Beanspruchung auf Zug

F_0	= Querschnitt vor dem Versuch	mm ²
F_2	= Querschnitt nach dem Versuch	mm ²
l_0	= Messlänge vor dem Versuch	mm
l_2	= Messlänge nach dem Versuch	mm
P_P	= Last bei der Proportionalitätsgrenze (0,05%/ ₀₀ bleibende Dehnung).	kg
$\sigma_{\pm P}$	= Spannung bei der Proportionalitätsgrenze = P_P/F_0	kg/mm ²
P_S	= Last bei der Streckgrenze (2 ⁰ / ₀₀ bleibende Dehnung)	kg
σ_{SO}	= Spannung bei der oberen Streckgrenze = P_S/F_0	kg/mm ²
σ_{SU}	= Spannung bei der unteren Streckgrenze = P_S/F_0	kg/mm ²
P_{max}	= maximale Last während des Versuches.	kg
β_z	= Zugfestigkeit = P_{max}/F_0	kg/mm ²
P_B	= Last im Moment des Bruches	kg
σ_B	= Reissfestigkeit = P_B/F_2	kg/mm ²
E	= Elastizitätsmodul	kg/mm ²
φ	= Einschnürung im Bruchquerschnitt	%
λ_5	= Bruchdehnung bestimmt mit $l_0 = 5d$	%
λ_{10}	= Bruchdehnung bestimmt mit $l_0 = 10d$	%
$\sigma_{\pm z}$	= Ursprungsfestigkeit auf Zug	kg/mm ²
$\sigma_{\pm z}$	= Schwingungsfestigkeit auf Zug	kg/mm ²
$\sigma_{+1/2 z}$	= Schwellfestigkeit auf Zug	kg/mm ²
σ_{\parallel}	= Spannung parallel zur Schweißnaht	kg/mm ²

σ_{\perp}	= Spannung senkrecht zur Schweißnaht	kg/mm ²
ν	= Verhältniszahl	

5. Beanspruchung auf Druck

σ_{dP}	= Proportionalitätsgrenze auf Druck	kg/mm ²
σ_{dF}	= Quetschgrenze	kg/mm ²

6. Beanspruchung auf Biegung

f	= Durchbiegung	mm
M_b	= Biegemoment	kgcm
W	= Widerstandsmoment	cm ³
σ_{bB}	= Statische Biegefestigkeit	kg/mm ²
σ_{FO}	= Obere Fließgrenze bei Biegung	kg/mm ²
σ_{FU}	= Untere Fließgrenze bei Biegung	kg/mm ²
σ_{bP}	= Biegespannung bei der Proportionalitätsgrenze	kg/mm ²
$\sigma_{b \text{ elast.}}$	= Zug- bzw. Druckspannung im elastischen Bereich	kg/mm ²
$\sigma_{b \text{ plast.}}$	= Zug- bzw. Druckspannung im plastischen Bereich	kg/mm ²
σ_b	= Zug- bzw. Druckspannung.	kg/mm ²
$\sigma_{\pm b}$	= Schwingungsfestigkeit auf Biegung	kg/mm ²
$\sigma_{\pm b}^0$	= Ursprungsbelastung auf Biegung	kg/mm ²
$\sigma_{+1/2 b}$	= Schwellfestigkeit auf Biegung	kg/mm ²
K	= Faltbiegezahl $K = \frac{50 \cdot s}{r}$	

7. Beanspruchung auf Torsion

G	= Schubmodul	kg/mm ²
M_t	= Torsionsmoment	mkg
J_p	= Polares Trägheitsmoment	cm ⁴
n	= Anzahl der Verwindungen	
τ_{FO}	= Obere Torsionsfließgrenze	kg/mm ²
τ_{FU}	= Untere Torsionsfließgrenze	kg/mm ²
$\tau_{(F)}$	= Torsionsfließgrenze $\left(\frac{M_t \cdot r}{J_p} \right)$	kg/mm ²
τ_B	= Torsionsfestigkeit $\frac{3}{4} \cdot \frac{M_t \cdot r}{J_p}$	kg/mm ²
$\tau_{(B)}$	= Torsionsfestigkeit $\left(\frac{M_t \cdot r}{J_p} \right)$	kg/mm ²
τ_P	= Proportionalitätsgrenze (nach Ludwik-Karman)	kg/mm ²
$\tau_{t \text{ plast.}}$	= Schubspannung im plastischen Bereich	kg/mm ²

- $\tau_{t \text{ elast.}}$ = Schubspannung im elastischen Bereich kg/mm²
- τ_t = Schubspannung kg/mm²
- m = Poissonsche Zahl (für Stahl) $m \cong 10/3$
- $\sigma_{\pm t}$ = Schwingungsfestigkeit auf Torsion kg/mm²
- σ_{0t} = Ursprungsbelastung auf Torsion kg/mm²
- $\sigma_{+\frac{1}{2}t}$ = Wechselfestigkeit auf Torsion kg/mm²

Feststellung:

Die Bezeichnungen und Kurzzeichen für die Materialprüfung finden sich bis heute in der Literatur noch sehr uneinheitlich angewendet. Für die Abkürzungen habe ich mich deshalb auf die Publikationen der EMPA sowie auf DIN 1350 gestützt und für fehlende Bezeichnungen neue Kurzzeichen eingesetzt. Ich bin mir jedoch bewusst, dass sich diese vorwiegend auf die deutsche Sprache aufbauen, und möchte anregen, dass Schritte unternommen werden, um ein System von Kurzzeichen und Bezeichnungen zu schaffen, das in den wichtigsten Sprachgebieten verstanden wird.

8. Richtungen für die Entnahme der Proben zur Untersuchung der Anisotropie (vergleiche Fig. 1)

- X = Quer zur Schweissnaht.
- Y = In Längsrichtung der Schweissnaht.
- Z = Hochkant, winkelrecht zur Blechebene.

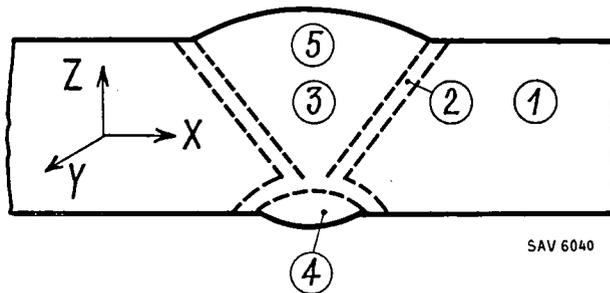


Fig. 1

Bezeichnung der einzelnen Zonen einer Schweissnaht

- 1 = Ausgangsmaterial
- 2 = Übergangszone
- 3 = Schweissgut
- 4 = Nahtwurzel
- 5 = Nahtkrone

Leer - Vide - Empty

KAPITEL I

Veranlassung, Problemstellung und Übersicht über die einschlägige Literatur

Im Laufe der letzten zwei Jahrzehnte ist es gelungen, die Festigkeits- und Verformungseigenschaften von Schweissverbindungen an Stahlblechen bedeutend zu verbessern. Durch sinnvolle Verfeinerung der metallurgischen Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe und Erhöhung der Reinheit derselben konnten hohe Werte erreicht werden, die selbst gegensätzlichen Forderungen genügen, deren Erfüllung früher unmöglich schien.

So gelang es z. B. hohe Zugfestigkeit und Streckgrenze einerseits, und geringe Härte und hohe Bruchdehnung andererseits zu vereinigen, was die Schweissttechnik in qualitativer Beziehung stark förderte.

In den letzten Jahren sind speziell Fortschritte durch Erhöhung der Kerbschlagzähigkeit des Lichtbogen-Schweissgutes europäischer Provenienz erzielt worden.

Bei autogen geschweissten Stahlblechen schien jedoch diese Verbesserung nicht ohne weiteres möglich, was in Fachkreisen hie und da zu heftigen Diskussionen führte, die sich auf die Zweckmässigkeit der Kerbschlagprobe als solche, und auf die Leistungsfähigkeit der Autogenschweissung bezogen.

Die Verwendung geeigneter Zusatzwerkstoffe und Arbeitsverfahren hat im Laufe der letzten Jahre in verschiedenen Fällen die Ausführung qualitativ ausgezeichneter Autogen-Schweissverbindungen an hochbeanspruchten oder bedeutungsvollen Objekten ermöglicht.

Schweissversuche und Laboratorienuntersuchungen an solchen Schweissverbindungen ergaben insbesondere in Bezug auf Bruchdehnung, Kerbschlagzähigkeit, Ermüdungsfestigkeit, Werte, die über den bisher in der Praxis erzielten Ergebnissen lagen. Dies war auf Verbesserung der Zusammensetzung der Zusatzmetalle zurückzuführen, jedoch fehlte die genaue Kenntnis der Ursachen. Ich habe mir deshalb zum Ziele gesetzt, hierüber Untersuchungen

anzustellen, neue Stäbe zu entwickeln und deren Eigenschaften zu prüfen.

Ausgehend von der Überlegung, dass der Schweissvorgang für das Zusatzmetall — allgemein betrachtet — einen je nach Verfahren von den verschiedensten Einflüssen begleiteten Umschmelzvorgang darstellt und unter Berücksichtigung der charakteristischen Eigenschaft der Flammenatmosphäre, kam ich zur Überzeugung, dass sich für die Autogenschweissung Zusatzmetalle (Stahl) finden lassen müssen, die ihre im «Drahtzustand» eigenen vorzüglichen mechanischen Eigenschaften auch nach dem Schweissvorgang beibehalten und ein Schweissgut ergeben, das den heutigen strengen Anforderungen in Bezug auf Festigkeits- und Verformungseigenschaften entspricht.

Ich war überzeugt, dass nach Erreichen dieses Ziels alle Diskussionen über die Kerbschlagzähigkeit von autogenem Schweissgut aufhören würden, was in der Tat auch zutraf.

Weiter zeigten mir schweissmetallurgische Betrachtungen, dass die Auffassung, es bestehe ein qualitativer Unterschied zwischen Stahl-Schweissgute der Autogen- bzw. Lichtbogenschweissung vom wissenschaftlichen Standpunkt aus keine Berechtigung hat.

Da nämlich Zusammensetzung und Kristallart in erster Linie die Festigkeits- und Verformungseigenschaften des Schweissgutes beeinflussen, fällt die Art der Schweissmethode erst in zweiter Linie in Betracht.

Die Resultate der Vorversuche sprechen deutlich für die Äquivalenz zwischen Festigkeits- und Verformungswerten von autogen geschweissten unlegierten Kohlenstoffstählen und solchen, die lichtbogengeschweisst sind. Die gründliche Behandlung der Frage schien deshalb aussichtsreich.

In Berücksichtigung dieser Erkenntnis hat der Vorstand des Schweizerischen Acetylenvereins im

Jahre 1945 die Durchführung dieser Versuchsserie beschlossen und die nötigen Kredite dafür in grosszügiger Weise zur Verfügung gestellt.

Die Versuchsergebnisse haben meinen Überlegungen Recht gegeben und zu neuen, auch für die Praxis bedeutungsvollen Schlussfolgerungen geführt.

Sie sind in der vorliegenden Arbeit zusammengestellt.

Übersicht über die einschlägige Literatur

Die Vorschläge und Verfahren zur Verbesserung der Festigkeits- und Verformungseigenschaften, insbesondere der Kerbschlagzähigkeit von Autogenschweißungen an Stahlblech, sind sehr zahlreich und vielseitig.

Sie lassen sich nach folgenden Gruppen ordnen:

1. Vorschläge für besondere Arbeitsweisen :

- Mehrlagenschweißung
- Aufschweißen einer Decklage (Kapplage)
- Wurzelseitiges Nachschweißen
- Arbeiten mit oxydierender Flammeneinstellung
- Rechtsschweißung

2. Vorschläge mechanischer Nachbehandlung :

- Hämmern der Schweisse

3. Vorschläge thermischer Behandlung der Schweissnaht :

- Ofennormalisieren
- Brennernormalisieren der Schweissnaht

4. Vorschläge zur Verwendung geeigneter Zusatzlegierungen :

- niedriger Kohlenstoffgehalt
- geeignete Legierungszusätze (Mn, Cr, Ni, Ti)

Bereits 1932 schlägt Buchholz (1) zur Erhöhung der Kerbzähigkeit wurzelseitiges Nachschweißen, oder das Aufschweißen einer Decklage, sowie das Hämmern der Nähte vor.

Der Verfasser bemerkt, dass das Verfahren sehr empfindlich ist, da nur sehr wenige Schweisser beim wurzelseitigen Nachschweißen die Wärmezufuhr so beherrschen, dass nur ein Ausglühen mit Kornverfeinerung, nicht aber ein Überhitzen stattfindet.

1933 stellen Streb und Kemper (2) fest, dass für hohe Kerbzähigkeit im unbehandelten Zustand erforderlich sind:

- Abdecken des Schmelzbades mit Si-haltiger Schlacke

- Grosse Schweissgeschwindigkeit
- Niedriger Kohlenstoffgehalt
- Geeignete Legierungszusätze

Matting-Otte (3) vergleichen 1936 verschiedene Arbeitsmethoden und finden, dass sich die Kerbzähigkeit steigern lässt durch:

- Geeignete Wärmebehandlung (normalisieren)
- und gleichzeitiges Hämmern mit Pressluft-hämmern.

Sie definieren dieses Arbeitsverfahren, welches im wesentlichen aus einem Behämmern der Schweissnaht mittelst Pressluft-hämmern besteht und sehr hohe Kerbschlagzähigkeitswerte ergibt und nennen es «hochwertige Gasschmelzschweißung».

1937 beschreibt Czernasty (4) Versuchsreihen, für welche kohlenstoffarme *Mn-Si-Stähle* und *Mn-Cr-Mo-Stähle* verwendet werden. Gehämmert und normalisiert ergeben die Schweissnähte gute Kerbschlagzähigkeiten.

Es zeigte sich jedoch bald, dass diese mechanische Behandlung der Naht mittelst Pressluft-hämmern nicht überall durchführbar war und als umständlich betrachtet wird. Es wird daher nach Legierungen gesucht, die ohne dieses Behämmern gute Werte ergeben.

Stieler (5) führt 1939 Versuche durch mit Mn-Ni- und Mn-Cr-Ni-Stählen mit je 1% Mn und bis 0,5% Cr oder Ni-Gehalten und erreicht gute Kerbzähigkeit im unbehandelten Zustand.

1939 empfiehlt Henrion (6) kohlenstoffarme Mn-Stähle.

Diese neuen Legierungen, deren Zusammensetzungen nicht veröffentlicht worden sind, ergaben im unbehandelten Zustand wohl die erwarteten hohen Kerbschlagzähigkeitswerte, doch waren Zuverlässigkeit und Gleichmässigkeit der Resultate nicht genügend, so dass nach besseren Methoden gesucht werden musste.

Sehr gute und gleichmässige Kerbzähigkeitswerte erreicht C. F. Keel (7, 8) 1944 mit Mn-Cr-Mo-legierten Schweißstäben und mit einem kurzzeitigen Normalisieren der Naht mittels des Schweissbrenners. Der Erfolg dieser Arbeitsweise beruht z. B. darauf, dass niedriggekohltes, vorteilhaft ferritisches Schweissgut sehr rasch auf eine kurzzeitige Brennerbehandlung anspricht und eine Kornneubildung erfährt, wie sie lichtbogengeschweisste Mehrlagenschweißungen ebenfalls zeigen. Diese Arbeitsweise hat sich bei Versuchen und in der Praxis sehr gut bewährt, so dass sie auch für die nachstehend beschriebenen Versuche verwendet wurde.

KAPITEL II

Die erweiterte Rechtsschweissung

Vorgängig einer Beschreibung von Versuchsergebnissen und um alle Resultate miteinander vergleichen zu können, ist es nötig, eine einheitliche Arbeitsmethode festzulegen:

Ich setze als bekannt voraus, dass dem Schweisser bei der Autogenschweissung, wie bei der Elektroschweissung *drei Variablen* zur freien Wahl überlassen sind. Hier sind es die Brennergrösse, der Stabdurchmesser und Abstand Brenner-Schmelzbad, dort handelt es sich um die Stromstärke, den Elektrodendurchmesser und die Lichtbogenlänge.

Diese drei, je nach der zu verschweisenden Blechdicke frei wählbaren Variablen werden in die sogenannte Arbeitsmethode eingeordnet, durch welche Haltung und Bewegung der Werkzeuge vorgeschrieben werden.

Für die Autogenschweissung darf heute wohl die in Europa und Übersee allgemein bekannte «Rechtsschweissung» als geeignete und bewährte Arbeitsmethode betrachtet werden.

Für die Ausführung von Schweissarbeiten an Blechen von 3—15 mm lässt sie sich wie folgt definieren:

a) *Die Wahl der Brennergrösse* erfolgt entsprechend der Blechstärke und ist an Hand der an den Brennereinsätzen eingetragenen Angaben leicht möglich. Nach Keel (9) ist pro Millimeter Blechstärke ein Durchgang von je 100 Stundenliter Acetylen und Sauerstoff erforderlich.

b) *Einstellung der Schweissflamme*: Für alle Arbeiten wird die sogenannte normal reduzierend eingestellte Flamme verwendet. Sie entsteht theoretisch durch die Verbrennung von gleichen Volumteilen Acetylen und Sauerstoff und ist dadurch gekennzeichnet, dass der innere, leuchtende zylindrische oder konische Flammenkern durch einen sauberen, glatten Rand gegenüber dem äusseren *bläulichen Flammenkegel* abgegrenzt ist (Fig. 2 und 7). Sie ist weiter dadurch gekennzeichnet, dass das Erzeugen eines leichten Acetylenüberschusses durch stärkeres Öffnen der Acetylenhähne oder durch leichtes Drosseln des Sauerstoffs das typische Aussehen dieser normal reduzierend eingestellten Flamme unverzüglich verändert, indem aus der Oberfläche des weissen Flammenkegels kleine, weisse Schleier austreten (Fig. 7).

c) *Haltung von Brenner und Stab* (Fig. 4):
Brenner: Rechte Hand; Stab: Linke Hand.

d) *Bewegung von Brenner und Stab* (Fig. 4):
Brenner: ruhig, nach rechts (in Richtung der Naht);
Stab: quer zur Naht, im Schmelzbad scharrend.

e) *Aufbau der Schweissnaht* durch Einschweissen einzelner den ganzen Blechquerschnitt ausfüllender Lagen, wie in Fig. 5 dargestellt. Entsprechend der grossen Wärmeleistung der Acetylen-Sauerstoffflamme lässt sich der ganze Querschnitt von Schweissnähten an Blechen bis zu ca. 15 mm leicht schmelzen. Das zeitraubende Einschweissen einzelner Raupen erübrigt sich somit.

Fig. 3 zeigt die Ausführung von Schweissarbeiten an dünnen und Fig. 6 an dicken Blechen. Wie aus Fig. 2 ersichtlich ist, haben wir an der Schweißstelle ein eigentliches je nach Blechdicke 0,5—1 mm tiefes Schmelzbad vor uns. In diesem bewegt sich der Schweißstab und schmilzt fortlaufend ab. Ein Abtropfen des Zusatzmetalles, wie es für die Lichtbogenschweissung üblich ist, tritt nicht ein.

Diese soeben beschriebene Rechtsschweissmethode hat bei der Ausführung der ersten Versuche Anwendung gefunden.

Es zeigte sich aber bald, dass sich mittels einer neuen erweiterten Form der Rechtsschweissmethode bedeutend bessere Resultate erzielen liessen.

Die Erweiterung besteht in der Verwendung geeigneter Zusatzstäbe und in einer kurzzeitigen Brennerbehandlung der Schweissnaht vor deren Erkalten.

Diese nachfolgend stets als «*erweiterte Rechtsschweissung*» bezeichnete Methode wird infolgedessen wie folgt definiert:

«Gleichzeitige Verwendung der *Rechtsschweissung* mit besonderen *Zusatzstäben* geeigneter Zusammensetzung und einer kurzzeitigen *Brennerbehandlung* der Schweissnaht unmittelbar nach dem Schweissen und vor deren Erkalten.»

Über diese Spezialzusatzstäbe und die kurzzeitige Brennerschlussbehandlung sei folgendes gesagt:

Spezialzusatzstäbe:

Die für die «erweiterte Rechtsschweissung» geeigneten Zusatzstäbe sind nicht oder nur schwach legiert und entsprechen in ihrer Zusammensetzung den Bedingungen an die Schweissbarkeit, wie sie im VSM-Normblatt 14042 postuliert sind. Sie sind in schweizerischen Stahlwerken herstellbar. Über ihre Eigenschaften werde ich weiter unten berichten. Fig. 2 zeigt den Schmelzfluss dieser funkenlosen Schweißstäbe.

Kurzzeitige Brennerschlussbehandlung:

a) *Prinzip*: Nach Ausführung eines mehr oder weniger langen Stückes der Schweissnaht wird das

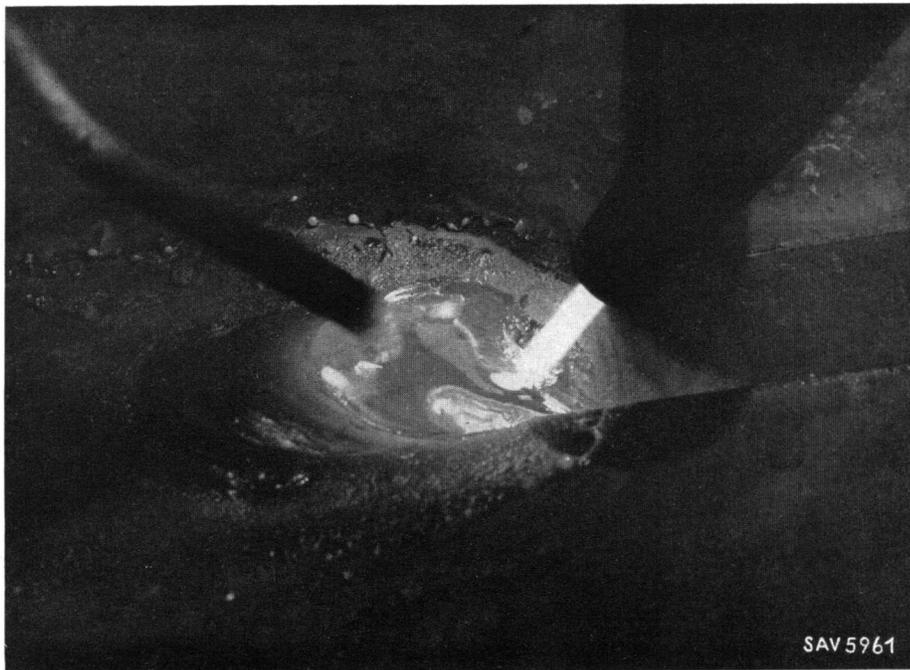


Fig. 2
Ansicht des Schmelzbades. Erweiterte Rechtsschweissung, 12-mm-Blech

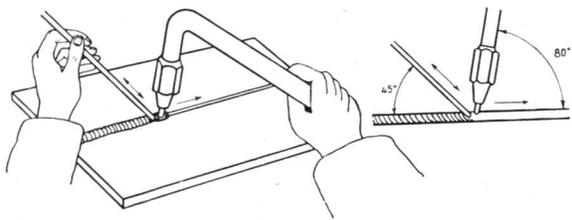


Fig. 3
Rechtsschweissung dünner Bleche

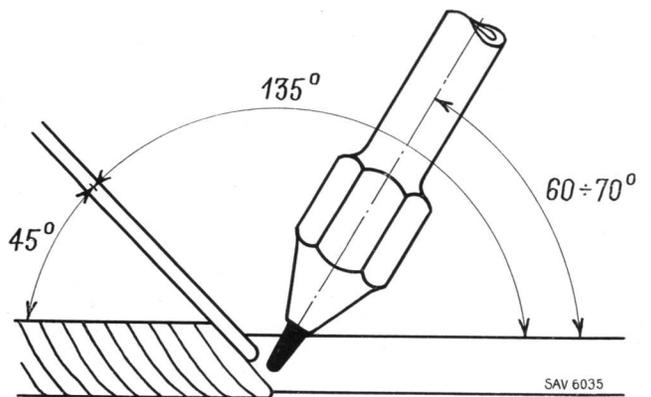


Fig. 5
Schematische Darstellung der eingeschweissten Lagen
(Erweiterte Rechtsschweissung)

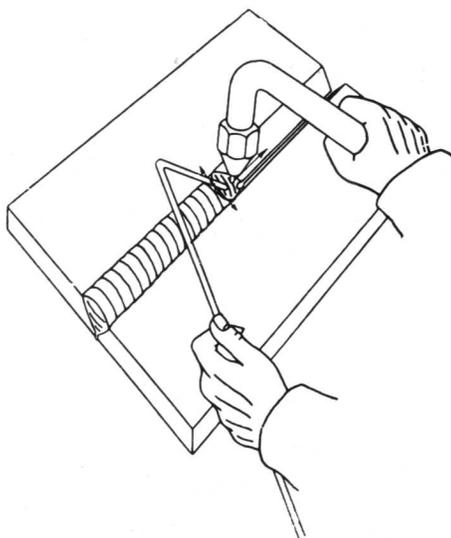


Fig. 4
Haltung und Bewegung von Brenner und Stab bei mittleren
und dicken Blechen (Rechtsschweissung)

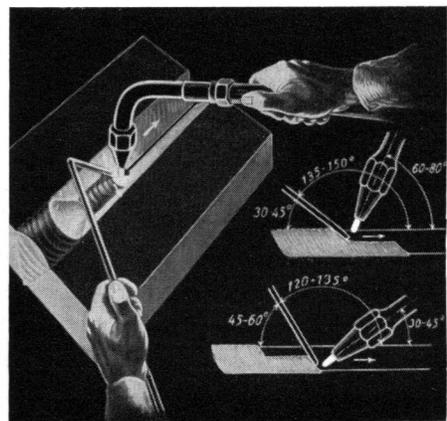


Fig. 6
Schweissen dicker Bleche in zwei Lagen

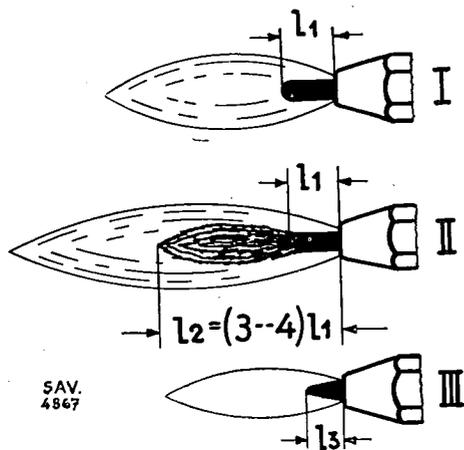


Fig. 7

Regulierung der Schweissflamme

- I. Sog. «Normale» Flammeneinstellung
- II. Sog. «Karburiierende» Flammeneinstellung
- III. Sog. «Oxydierende» Flammeneinstellung

Schweissen unterbrochen und das soeben geschweisste Stück der Naht mit dem gleichen, zum Schweissen benützten Brenner von der Schweißseite her auf Temperaturen über den A_{c_3} -Punkt (ca. 900 bis 950 °C) gebracht und anschliessend an der Luft abgekühlt.

b) *Ausführung*: Die Flamme ist normal reduzierend einzustellen und die Spitze des weissen Flammenkerns ca. 1 cm über der Naht-Oberfläche zu halten. Fig. 8 zeigt das Prinzip der Ausführung, während Fig. 9 die Ausführung darstellt. Die Flamme ist in engen Zickzack-Bewegungen über die Schweissnaht zu führen. Nachdem am Anfang der Naht eine Stelle auf die gewünschte Temperatur gebracht worden ist, schreitet der Brenner mit folgender Geschwindigkeit längs der Schweissnaht vorwärts.

Bei Blechdicken von

- 1— 4,9 mm: 1 Minute pro 10 cm Nahtlänge
- 5— 9,9 mm: 1½ Minute pro 10 cm Nahtlänge
- 10—14,9 mm: 2 Minuten pro 10 cm Nahtlänge

Es empfiehlt sich, auf der Oberfläche der Naht mit Kreide Marken in 10 cm Abstand anzubringen und die Geschwindigkeit mit der Uhr zu kontrollieren.

Es genügt, wenn längs der Schweissnaht ein Streifen von insgesamt zwei- bis dreifacher Nahtbreite behandelt wird. Die Blechoberfläche darf nicht angeschmolzen werden.

c) *Temperaturkontrolle*: Die Glühfarbe der Blech- bzw. Nahtoberfläche soll hellrot (hell-kirschrot) sein. Die *Blechoberseite* soll ebenfalls hellrot sein.

Die Erfahrung zeigt, dass bei Verwendung der normalen Schweißstabqualitäten GV1, GV2 und

GV3 die übliche Kontrolle der Glühfarbe von Auge eine genügende Temperaturkontrolle gewährleistet.

Eine etwas zu hohe Temperatur ist weniger nachteilig als eine zu tiefe, nur im Bereich der Rotglut liegende Temperatur.

Sowohl Mikroschliffe als auch Kontrolle mit optischen Pyrometern zeigen, dass diese Arbeitsweise, sowie die Temperaturkontrolle vom Schweißer selbst, nach kurzer Instruktion, zuverlässig gemacht werden können.

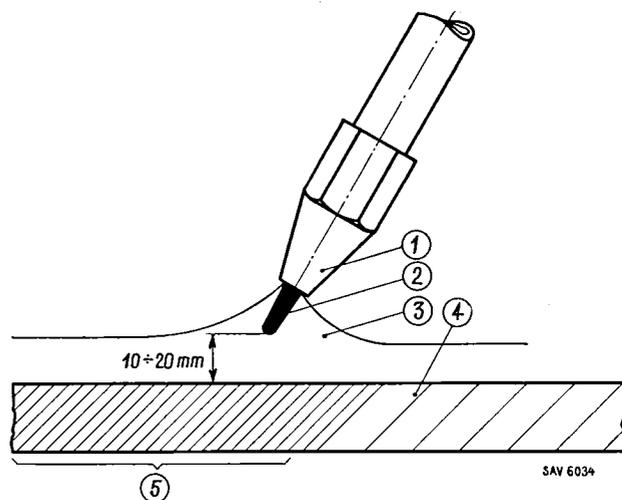


Fig. 8

Kurzzeitiges Brennernormalisieren (Schematische Darstellung)

- 1 = Brennerspitze
- 2 = Innerer Flammenkegel
- 3 = Äusserer Flammenkegel
- 4 = Schweissnaht (Längsschnitt)
- 5 = Im Bereich von A_{c_3} (ca. 906 °C) liegender Teil der Schweissnaht

Bemerkung über die Anwendung:

Bei langen Schweissnähten empfiehlt sich eine abschnittsweise Ausführung der Brennerschlussbehandlung, d. h. der Schweissprozess und die Brennerschlussbehandlung werden im sogenannten Pilgerschrittverfahren angewendet.

Die Länge der einzelnen zu schweisenden bzw. zu behandelnden Abschnitte kann 20—50 cm betragen, je nach Art und Grösse des Arbeitsstückes.

Bei Stücken mit kurzen, z. B. weniger als 1 Meter langen Schweissnähten, sowie bei Rundnähten an Rohren von mittleren und kleinen Durchmessern hingegen empfiehlt es sich, die einige Minuten Zeit benötigende Schweissnaht vollständig fertig zu schweissen, um dann anschliessend sogleich die Brennerbehandlung durchzuführen.

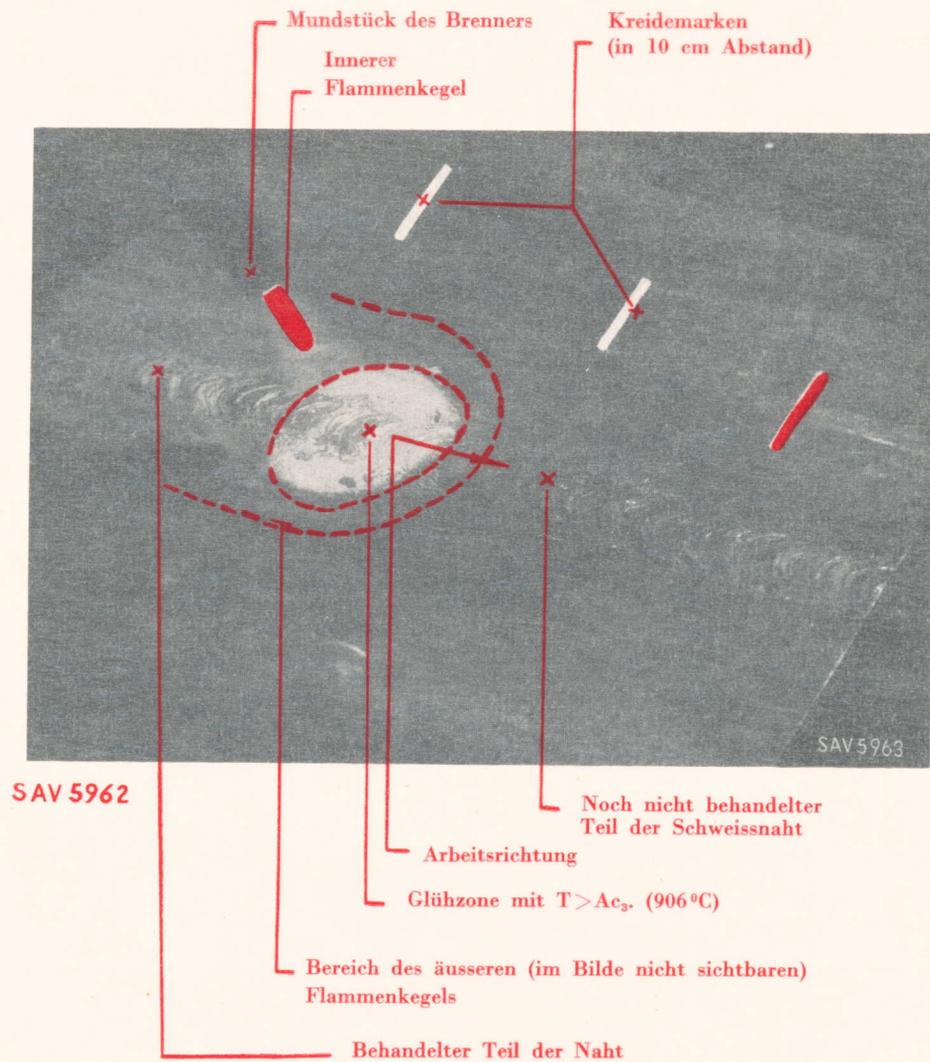


Fig. 9
Darstellung der kurzzeitigen Brennerbehandlung
(Aufnahme vom Standort des Schweissers)

KAPITEL III

Die Vorversuche

A. Kerbschlagzähigkeit von Zusatzstäben verschiedener Zusammensetzung

Bei Inangriffnahme dieser Versuche im Jahre 1946 wurde die Frage der Kerbschlagzähigkeit von Autogenschweißgut (Stahl) im Zusammenhang mit der Ausarbeitung von VSM-Schweißnormen eingehend diskutiert.

Es lag daher nahe, die Vorversuche mit der Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit verschiedener Schweißgute zu beginnen.

Um einen Einblick in die Zusammenhänge zu erhalten, welche zwischen Stahl-Legierungskomponenten und der Kerbschlagzähigkeit bestehen, habe ich eine erste grössere Versuchsreihe durchgeführt.

18 vorhandene Schweißstäbe und Elektroden verschiedener schweizerischer und ausländischer Provenienz — bezeichnet mit den Buchstaben A—R — wurden in V-Nähten ohne Wurzelschweissung an 12-mm-Blechen der Qualität M I, der Grösse 250×100×12 mm verschweisst. (Fig. 10.)

Die Tafeln wurden entzwei geschnitten, wodurch zwei Nähte von je 125 mm Länge erhalten wurden. Eine Naht wurde unbehandelt verwendet, während die andere nach der Methode «erweiterte Rechtsschweissung» während 2½ Minuten mit dem vorher zum Schweißen benützten Brenner nachgeglüht worden ist.

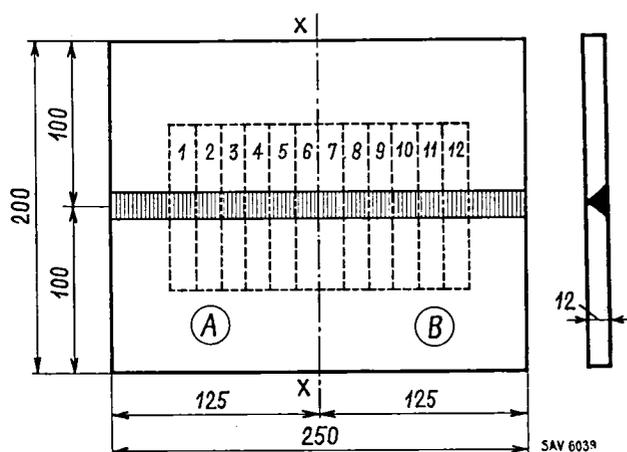


Fig. 10

- Form der Probeplatte und Lage der Kerbschlagproben
- x — x = Sägeschnitt nach dem Schweißen
- A = Platte mit unbehandelter Naht
- B = Platte mit nachträglich kurzzeitig brennerbehandelter Naht (erweiterter Rechtsschweissung)
- 1—12 Kerbschlagproben Charpy, Kerbe «Mitte oben»

Aus den Probeplatten wurden 3—6 Kerbschlagproben mit Kerblage «Mitte oben» herausgearbeitet. Die damit erzielten Deformationsarbeiten sind in Tabelle I zusammengestellt.

Fig. 11 zeigt diese Werte in graphischer Darstellung, wobei die Stäbe A—AA nach zunehmender Deformationsarbeit geordnet worden sind. Aus dieser Darstellung und insbesondere aus der Übersicht der prozentualen Zunahme (Tab. I) geht hervor, dass

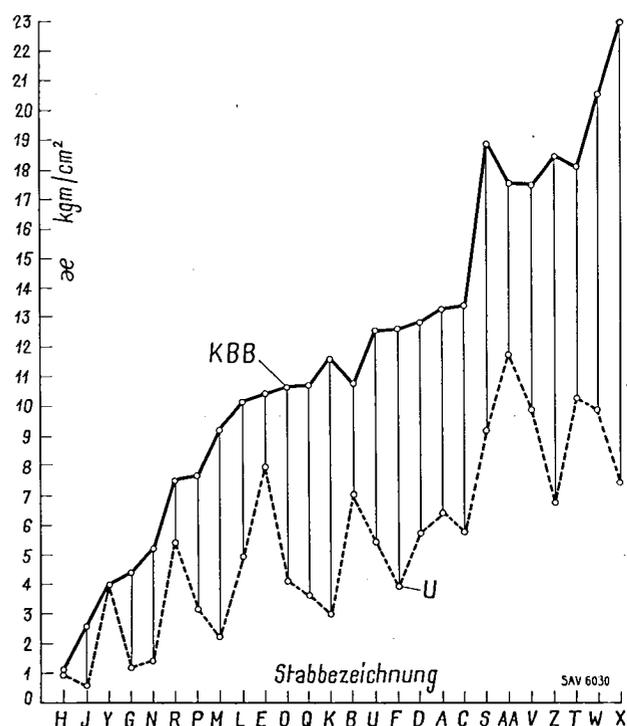


Fig. 11

Kerbschlagzähigkeit von Zusatzstäben verschiedener Zusammensetzung.

Erzielte Kerbschlagzähigkeiten

Nahtform: V-Naht, ohne Wurzelschweissung, in einer Lage geschweisst

Blechdicke: 12 mm

Schweissart: Autogene Rechtsschweissung und erweiterte Rechtsschweissung

Behandlung der Naht nach dem Schweißen:

U = unbehandelt, KBB = kurzzeitig mit dem Brenner behandelt

Kerblage: Oben Mitte

Alle Kerbschlagzähigkeitswerte sind Mittelwerte aus 6 bis 9 Proben

Probeform: Eingekerbter Stab, Querschnitt 10×10 mm

Tiefe der Kerbe = 2,5 mm

Durchmesser der Kerbe = 2 mm (Fig. 14 und 15)

Tabelle I
Analysen der Schweißstäbe (Kerbschlagversuche)

Stab	C %	Mn %	Si %	Cr %	Mo %	Ni %	Cu %	P %	S %	X_u	X_{KBB}	X %
A	0,3	1,4	0,12	—	0,15	0,64	—	0,014	0,021	6,45	13,4	110
B	0,21	1,08	0,35	0,16	—	0,64	—	0,022	0,026	7,1	11,8	65
C	0,40	0,33	0,15	0,16	—	1,56	—	0,016	0,010	5,8	13,5	135
D	0,17	0,70	0,01	0,30	—	0,36	—	0,011	0,027	5,8	12,8	120
E	0,29	1,15	0,30	0,13	—	1,90	—	0,020	0,035	8,0	10,5	30
F	0,18	1,10	0,15	0,55	—	0,28	—	0,018	0,015	3,9	12,7	225
G	0,08	0,01	0,43	0,11	—	—	—	0,014	0,069	1,2	4,3	262
H	0,10	3,20	0,28	0,125	—	—	—	0,015	0,065	1,0	1,1	10
J	0,10	3,16	0,34	0,20	—	—	—	0,021	0,068	0,6	2,7	350
K	0,22	1,94	0,28	0,20	—	—	—	0,016	0,030	3,0	11,7	290
L	0,13	1,9	0,17	0,07	—	—	—	0,019	0,026	4,9	10,2	110
M	0,19	0,9	0,30	0,4	0,30	0,1	—	0,020	0,025	2,4	9,3	295
N	0,16	0,48	0,21	0,23	—	3,33	—	0,028	0,017	1,45	5,25	262
O	0,23	1,15	—	0,25	—	—	0,2	0,038	0,021	4,1	10,7	160
P	0,15	0,57	0,30	—	—	—	0,23	0,017	0,019	3,15	7,7	145
Q	0,18	1,04	0,50	—	—	—	—	0,018	0,012	3,7	10,8	190
R	0,16	0,95	0,42	0,12	—	0,64	0,3	0,017	0,021	5,5	7,55	35
S	0,14	1,38	0,08	—	—	—	0,11	0,021	0,017	9,2	15,6	70
T	0,13	0,60	0,03	0,45	—	0,04	0,40	0,009	0,009	10,3	18,5	75
U	0,19	1,25	0,10	—	—	—	0,23	—	—	7,2	12,6	75
V	0,11	0,96	0,11	—	—	—	—	0,013	0,023	9,9	17,5	75
W	0,06	1,0	0,15	—	0,18	—	—	0,006	0,018	9,9	20,5	105
X	0,20	0,66	0,08	0,82	0,22	0,08	—	0,017	0,009	7,4	23,0	210
Y	0,31	0,60	0,29	1,24	0,16	0,19	—	0,017	0,009	4,1	3,8	0
Z	0,09	0,89	0,12	—	0,08	—	—	0,008	0,015	6,15	17,3	190
AA	0,06	1,45	0,14	—	—	0,06	0,20	0,021	0,022	11,8	17,5	48

Bemerkung: X_u = Kerbschlagzähigkeit des unbehandelten Schweißgutes
 X_{KBB} = Kerbschlagzähigkeit der mittels «weiterter Rechtsschweissung» geschweissten Nähte
 $X \% = \frac{X_{KBB} - X_u}{X_u} \cdot 100$

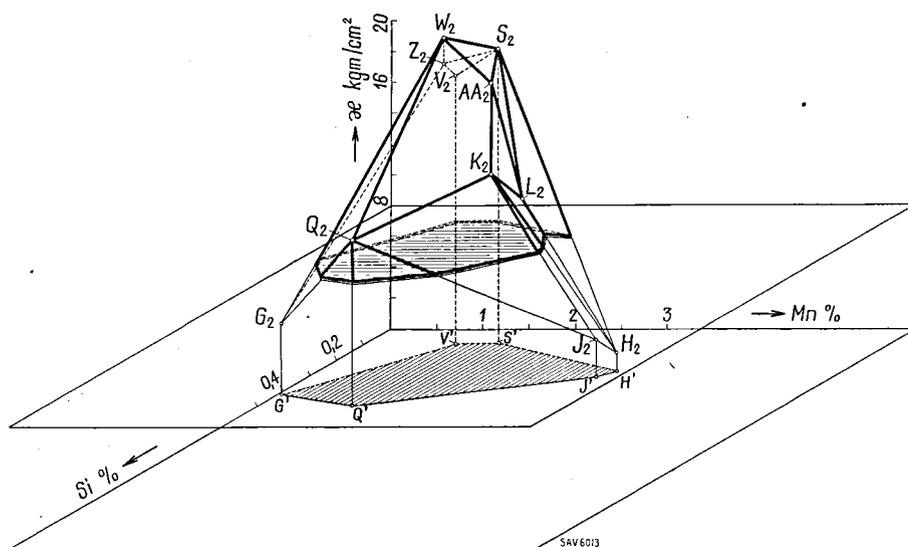


Fig. 12
Kerbschlagzähigkeit der Stäbe G, H, J, K, L, Q, S, V, W, AA in Abhängigkeit des Mn- und Si-Gehaltes
Stäbe kurzzeitig mit Brenner normalisiert.
(Cr, Mo, Cu, Ni, je kleiner als 0,20%)

nicht alle Stäbe gleich stark auf die kurzzeitige Brennerbehandlung ansprechen. Neben solchen Stäben, die praktisch keine hohen Kerbschlagzähigkeitswerte ergeben, sind solche vorhanden, deren Werte weit über 100% besser werden.

Zur Untersuchung der Ursachen eines solchen Verhaltens wurden die chemischen Analysen der verwendeten Schweißstäbe zu Rate gezogen.

Sie sind in Tabelle I zusammengestellt.

Es zeigt sich, dass sowohl hoher Siliziumgehalt, als auch hoher Mangan- bzw. Schwefelgehalt (z. B. G, H, J) die Kerbschlagzähigkeit und das Ansprechen auf das kurzzeitige Brennernormalisieren ungünstig beeinflussen.

Um die Verhältnisse noch besser zur Geltung zu bringen, habe ich die mit den Mn-Si-Stählen G, H, J, K, L, Q, welche weniger als 0,20% Cr, Mo, Ni oder Cu aufweisen, erzielten Resultate in der Fig. 12 zusammengestellt. Hierin kommt der Einfluss von Mangan und Silizium deutlich zum Ausdruck, indem die Kerbschlagzähigkeitswerte vom behandelten Schweißgut bei gewissen Mn- und Si-Gehalten deutlich maximal werden. Es ist jedoch darauf hinzuweisen, dass diese Feststellung ausschliesslich für die Kerbschlagzähigkeit festgestellt worden ist.

Die Möglichkeit, ein Schweißgut mit maximaler Kerbschlagzähigkeit sowohl im unbehandelten Zustand, als auch im kurzzeitig brennerbehandelten Zustand zu erhalten, führte zur Aufstellung neuer Rezepte.

Vorerst liess ich niedriggekohlte und schwachsilizierte Stäbe mit Mangangehalten von 1,25 bis 1,40% herstellen. (Bezeichnung S und U.) Die damit erzielten Kerbschlagwerte lagen bei 12 bzw.

15 mkg/cm^2 . (Fig. 11 und 12.) Die erwartete bedeutende Erhöhung der Werte ist somit eingetreten.

Zu dieser Zeit wurden die Stäbe V, W, X und Z, die von der Firma AGA AG., Stockholm, erzeugt werden, ebenfalls in die Untersuchungen einbezogen und gefunden, dass sie — mit Ausnahme des hochchromlegierten Stabes Y — Kerbschlagwerte zwischen 17 und 23 ergeben und für die weiteren Untersuchungen geeignet schienen (Fig. 11).

B. Die Festigkeits- und Verformungseigenschaften

Um neben der Kerbschlagzähigkeit der untersuchten Stäbe auch die übrigen Festigkeits- und Verformungseigenschaften kennenzulernen, wurde der Schweißstab und das Schweißgut eingehend untersucht und Zugfestigkeit, Streckgrenze, Proportionalitätsgrenze, Bruchdehnung von Draht, sowie aus Schweißnähten an 6-, 12- und 18-mm-Blechen bestimmt.

Die Resultate sind in Fig. 13 und Tab. II zusammengestellt.

Es ergibt sich daraus:

1. Die Stäbe S, U und V zeigen eine mit zunehmender Blechdicke, d. h. mit grösser werdendem Schmelzbad, grösser werdende Abbrandempfindlichkeit, die sich im Absinken von Zugfestigkeit und Streckgrenze äussert.

2. Der Stab Z zeigt diese Abbrandempfindlichkeit nicht.

3. Der Stab X zeigt bei guter Zugfestigkeit niedere Bruchdehnung und Kontraktion. Er wurde deshalb nicht mehr weiter untersucht.

4. Die Stäbe S, U und W genügen den Anforderungen der EMPA (10) an ein Schweißgut der Güteklasse 1 (Fig. 14 und 15), sowie den VSM-Normen für ein Schweißgut der Güteklasse GV 2 (Tab. III).

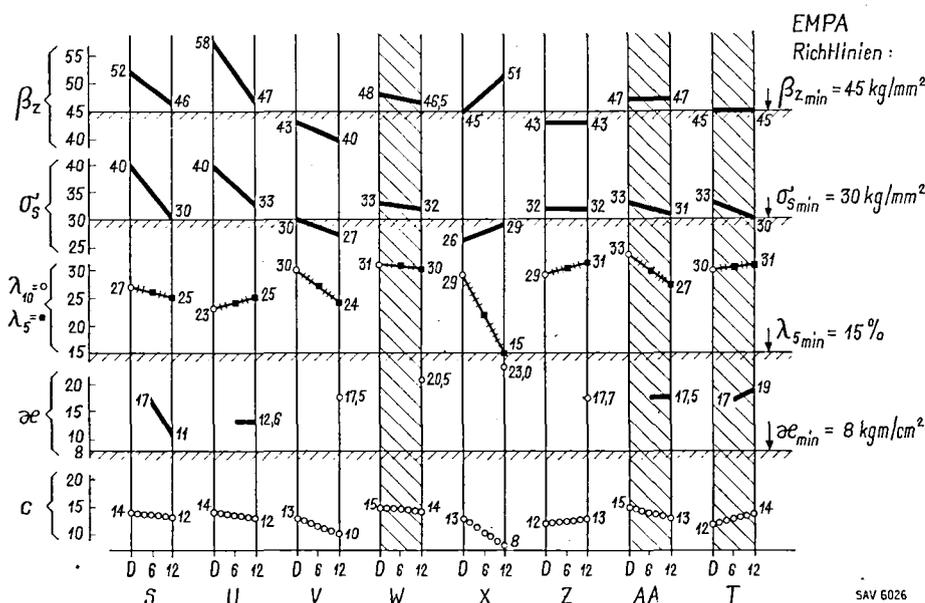


Fig. 13
Festigkeits- und Verformungseigenschaften der Stäbe S, U, V, W, X, Z, AA, T.

SAV 6026

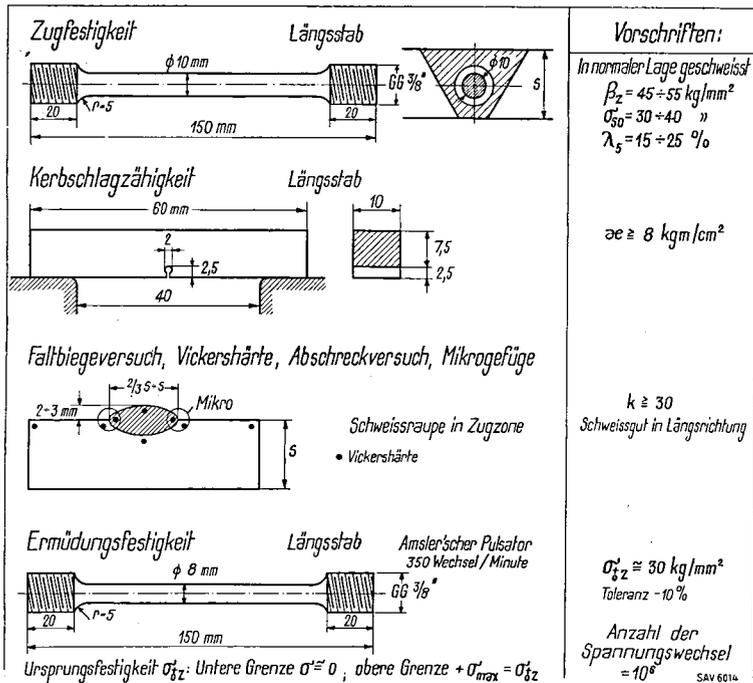


Fig. 14
 Prüfung des Schweißgutes normaler Güte.
 Zu erfüllende Güterwerte EMPA 1945.

Fig. 15
 Prüfung
 der Stumpfstoß-Schweißung.
 Normaler Baustahl. Schweißer-
 prüfung. Zu erfüllende Güte-
 werte. EMPA 1945

Röntgendurchstrahlung, stich-
 weise: Bild praktisch unge-
 stört

Makrostruktur: frei von Binde-
 fehlern, größeren Poren und
 grösseren Schlackenein-
 schlüssen

Mikrostruktur: frei von feinsten
 Anrissen und Martensit-
 bildung

Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{\pm z}$ in
 Richtung der Schweißnaht,
 Stumpfstoß in normaler
 Lage geschweisst

Schweißnaht

nicht bearbeitet $\sigma_{\pm z} =$
 20 kg/mm^2

bearbeitet $\sigma_{\pm z} =$
 24 kg/mm^2
 Toleranz -10%

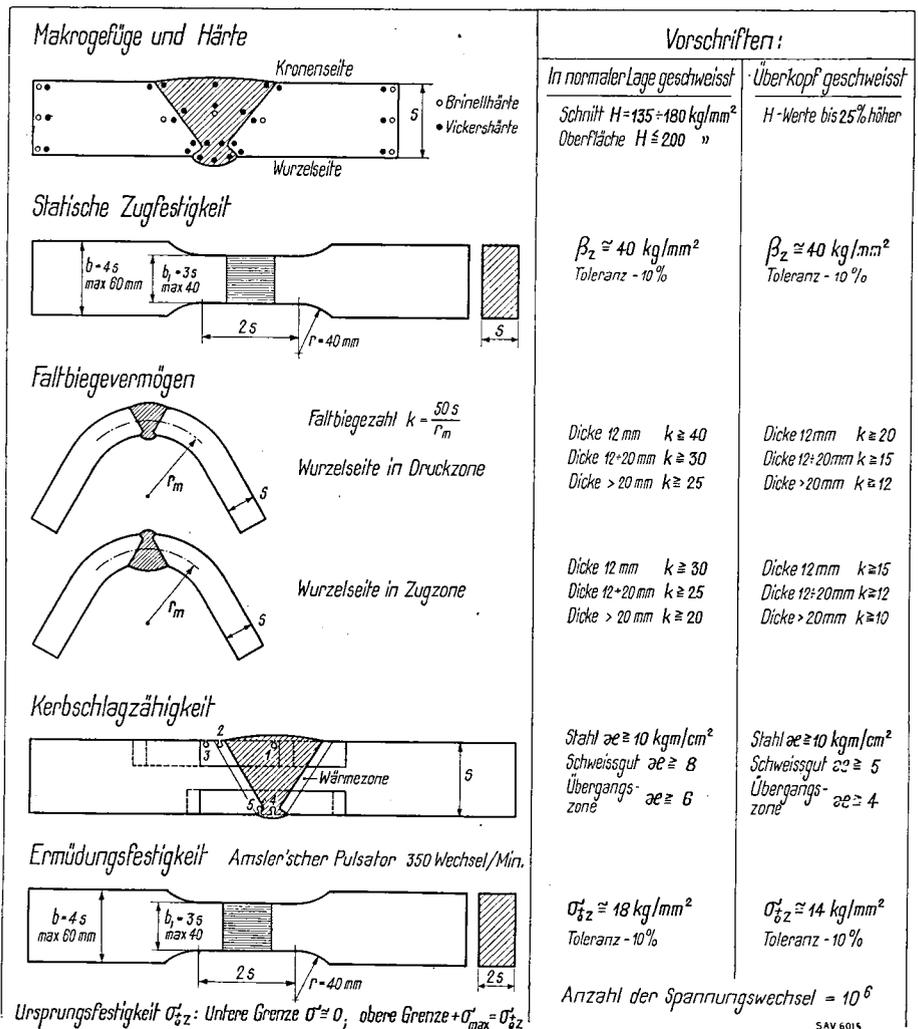


Tabelle II

Festigkeits- und Verformungswerte des Schweißgutes (Mittelwerte) der Stäbe S, T, U, V, W, X, Z, AA
Erweiterte Rechtsschweißung, V-Nähte an 12-mm-Blechen MI

Stab:	S	T	U	V	W	X	Z	AA
Zugfestigkeit $\text{kg/mm}^2 \beta_z$	46	44,5	47	40	46,5	51	43	47
Obere Streckgrenze $\text{kg/mm}^2 \sigma_{so}$	30	30	33	27	32	29	32	31
Bruchdehnung $\lambda_5 \%$	25	21	25	24	30	15	31	27
Kontraktion $\varphi \%$	55	70	50	40	55	52	74	50
Kerbschlagzähigkeit $\text{kgm/cm}^2 \kappa$	11	18	12	17	20	23	17	17
Arbeitswert C $\left(= \frac{\beta_z \lambda_5}{100} \right)$	12	14	12	10	14	8	13	13
Güteklasse:								
EMPA-Richtlinien	1*	1*	1*	—	1*	1*	—	1*
VSM-Normentwurf	GV 2	GV 2	GV 2	GV 1	GV 2	GV 2	GV 2	GV 2

1* = Qualitätsbezeichnung: Schweißgut normaler Güte

Tabelle III
VSM-Vornorm für Autogenschweißstäbe
(VSM 14 044)

Güte- klasse	Minimalwerte (Schweißgut)				
	Zugfestig- keit β_z kg/mm^2	Streck- grenze σ_{so} kg/mm^2	Kerbschlag- zähigkeit $\kappa \text{ kgm/cm}^2$	Bruch- dehnung $\lambda_5 \%$	Härte H_3 Brinell kg/mm^2
GV 1	38	18	5	18	110
GV 2	44	24	8	20	125
GV 3	52	28	15	20	150

5. Der Stab V genügt lediglich den Anforderungen für Schweißstäbe der Güteklasse GV 1 gemäss VSM 14 044; der Stab Z den Anforderungen für Schweißstäbe der Güteklasse GV 2.

Da die Stäbe V und Z den Anforderungen der EMPA-Richtlinien (zu niedere Zugfestigkeit) nicht genügen, wurden sie nicht mehr weiter untersucht.

6. Alle Stäbe können im Sinne des VSM-Normblattes VSM 14 042 als gut schweisbar bezeichnet werden.

Da die Festigkeits- und Verformungseigenschaft der Stäbe S, U und W zufriedenstellend ausgefallen sind, wurden diese Materialien für die weitere Entwicklung berücksichtigt.

Beim kritischen Studium der Resultate der Schweißgute aus den Stäben S und U (Fig. 13) fällt auf, dass Zugfestigkeit und Streckgrenze mit steigender Blechdicke abfallen und unter 45 kg/mm^2 beziehungsweise 30 kg/mm^2 sinken können.

Die chemischen Analysen haben folgende Resultate ergeben:

	C %	Mn %	Si %	Cu %
Stab S				
Analyse Schweißstab	0,20	1,25	0,10	0,23
Analyse Schweißgut 18 mm	0,11	0,89	0,02	0,21
Stab U				
Analyse Schweißstab	0,14	1,38	0,08	0,15
Analyse Schweißgut 18 mm	0,08	1,06	0,01	0,15

Es folgt daraus, dass der Kohlenstoff und das Mangan dieser Stäbe beim Schweißprozess stark abbrennen, Kupfer ist hingegen wenig abbrandempfindlich. Die Verminderung des Kohlenstoffgehaltes um 40—50% dürfte die Erklärung für den beim Schweißen (= Umschmelzen) beobachteten Festigkeitsabfall der Stäbe S und U sein.

Für neue Stäbe musste der starke Einfluss des Kohlenstoffs durch Herabsetzung seines Gehaltes vermindert, und mit Hilfe von Elementen wie Molybdän, Kupfer, Chrom usw. eine Hebung der Zugfestigkeit und Streckgrenze versucht werden. Für neu herzustellende Stäbe wurde deshalb sehr niedriger Kohlenstoff- und Siliziumgehalt ($< 0,1\%$) und ein Gehalt von 0,2 — 0,4% Kupfer oder Chrom gewählt.

Ein hoher Mangangehalt wurde absichtlich beibehalten, da die damit — trotz Abbrand — erzielbare Steigerung der Zähigkeit des Stahles erwünscht war.

Gleichzeitig wurde auf sehr geringe Gehalte an Schwefel und Phosphor geachtet. ($P + S < 0,04\%$.)

Die neuen Stäbe wiesen folgende Analysen auf (Tab. I):

	C %	Mn %	Si %	Cu %	Cr %	P %	S %
Stab AA	0,06	1,45	0,14	0,20	—	0,02	0,02
Stab T	0,13	0,60	0,03	0,40	0,45	0,009	0,009

Die mit diesen Stäben erzielten Kerbschlagzähigkeiten liegen bei 18—19 mkg/cm²; sie sind in Fig. 11 und 12 eingetragen. Die Festigkeits- und Verformungseigenschaften von Stab und Schweissgut sind in Fig. 13 und Tab. II zusammengestellt.

C. Schlussfolgerungen

Es zeigt sich, dass die gewünschten Werte erreicht werden konnten und dass deren Abfall bei grösseren Blechdicken, d. h. die Abbrandempfindlichkeit, besonders bei Stab T beträchtlich herabgesetzt werden konnte.

Für die Hauptversuche habe ich an Hand der vorliegenden orientierenden Versuchsreihen folgende Stäbe ausgewählt:

- Einniedriggekohlter, schwach silizierter Mangan-Chrom-Kupfer-Stahl: *Stab T*
- Ein niedriggekohlter, schwach silizierter Mangan-Molybdän-Stahl: *Stab W*
- Ein niedriggekohlter, schwach silizierter Mangan-Kupfer-Stahl: *Stab AA*

Alle drei Legierungen wurden im Elektro-Ofen erzeugt.

Es zeigt sich aus den Kerbschlagversuchsreihen, dass die Entwicklung der Stahllegierungen an und für sich schon eine bedeutende Verbesserung der Werte bringen kann, unabhängig davon, ob ich die Rechtsschweissung bisheriger Ausführung oder die erweiterte Form anwende.

Diese Erkenntnis zwang mich in jenem Stadium der Vorversuche zu einer kurzen Besinnungspause,

während welcher die Zweckmässigkeit des für die Versuche einzuschlagenden Weges abgeklärt werden musste.

Obwohl der Anreiz gross war, durch systematische Untersuchungen und Verfeinerungen der Zusatzlegierungen hohe Kerbschlagzähigkeitswerte des unbehandelten, im Gusszustand aus Einlagenschweissungen hervorgegangenen Autogenschweissgutes zu erzielen, schien mir vorläufig das Studium der *erweiterten Rechtsschweissung* als naheliegender und aussichtsreicher.

Mein Entschluss, die erweiterte Rechtsschweissung zu untersuchen, ist auch durch die Tatsache, dass sich mit dieser Methode zuverlässig ein feinkörniges Gefüge in der Schweissnaht erzielen lässt, mitbestimmt worden.

Nachdem die heute in Europa und Übersee gültigen Anforderungen an Schweissnähte in Bezug auf Kerbschlagzähigkeit, Bruchdehnung usw. zuverlässig nur von einem feinkörnigen, nicht mehr im Gusszustand vorliegenden, d. h. von einem durch Einwirkungen während des Schweissprozesses (Mehrlagenschweissung usw.) normalisierten Schweissgut mit Sicherheit erfüllt werden können, lag es nahe, in erster Linie nach Arbeitsverfahren zu suchen, die dieses feinkörnige Gefüge in der Einlagenschweissung ergeben und deren Leistungsfähigkeit zu untersuchen.

Damit wird dieser — für die Lichtbogenschweissung stillschweigend gemachten — Anforderungen der Normalien auch für die Autogen-Schweissung Genüge getan.

Die Frage, wie stark sich die Festigkeits- und Verformungseigenschaften des Schweissgut-Gussgefüges durch Auswahl der Stahllegierungen noch weiter verbessern lassen, muss einer späteren Bearbeitung überlassen werden.

KAPITEL IV

Die Hauptversuche

Die materialtechnische Untersuchung des in normaler Lage mittels «erweiterter Rechtsschweissung» verschweissten Schweissgutes der Stäbe T, W und AA umfasste:

1. Die Härte nach Vickers
2. Die statische Zugfestigkeit
 - a) Statische Zugfestigkeit bei Raumtemperatur
 - b) Statische Zugfestigkeit bei hoher und niedriger Temperatur
 - c) Die Mikro-Zerreissversuche
3. Die statische Druckfestigkeit
4. Die statische Biegefestigkeit
5. Die statische Torsionsfestigkeit
6. Das Faltbiegevermögen
7. Die Feinstruktur
8. Das Makro- und Mikrogefüge
9. Die Kerbschlagzähigkeit
10. Die Ermüdungsfestigkeit des Schweissgutes
11. Die Ermüdungsfestigkeit der Schweissverbindung,

Die Entnahmestellen, Form und Abmessungen der Versuchsstäbe sind aus den Fig. 16—19 ersichtlich.

Die verwendeten Schweißstäbe hatten Durchmesser von 4, 5 und 6 mm. Die chemische Analyse des Schweißgutes an einem 12-mm-Blech zeigt nachfolgende, approximative Zusammensetzung:

	T	W	AA
C	0,07%	0,10%	0,10%
Mn	0,54%	0,74%	0,84%
Si	—	0,04%	0,06%
Cu	0,43%	—	0,15%
Mo	—	0,18%	—
Cr	0,43%	—	—
S	0,010%	0,013%	0,023%
P	0,023%	0,014%	0,022%

Das Schweißgut ist durch niedrigen C- und Si-Gehalt und hohen Mn-Gehalt gekennzeichnet.

1. Die Härte nach Vickers

Belastung der Diamantspitze $P = 5$ kg.

Die Vickershärte H_v des mittels «erweiterter Rechtsschweißung» an einem 12-mm-Blech niedergeschmolzenen Schweißgutes schwankt im Anlieferungszustand in nachfolgenden Grenzen:

Stab T : $H_v = 152 - 168$ Mittelwert 152,5

Stab W : $H_v = 124 - 147$ Mittelwert 136,5

Stab AA : $H_v = 135 - 148$ Mittelwert 142

Sämtliche Härtezahlen beziehen sich auf den Querschnitt des Schweißgutes (Fig. 19). In der Tabelle IV sind diese Härtewerte, sowie diejenigen der Übergangszone und des Grundmaterials zusammengestellt.

Die festgestellten Unterschiede in den Härtezahlen des normal eingeschmolzenen Schweißgutes von max. $\pm 9\%$ sind eine natürliche Folge der unvermeidlichen, durch die Entstehung des Schweißgutes (Stahlguss) bedingte Heterogenität und Anisotropie.

Das thermisch nachbehandelte, der Stossnaht nach Fig. 16, Pos. 3 entnommene Schweißgut weist folgende Mittelwerte oder Härtezahlen auf: (Fig. 21 bis 23 und Tab. V.)

Die Härtezahlen des Schweißgutes der Stäbe T, W und AA entsprechen im Anlieferungszustand den Anforderungen an ein erstklassiges Schweißgut normaler Güte. ($H_v = 135-180$.)

* Es hat sich nach Abschluss dieser Versuche gezeigt, dass für ein Ofennormalisieren bereits 860 °C genügen. Siehe Bemerkung im Abschnitt 8.

	T	W	AA
a) ½ Stunde normalisiert bei + 930 °C.	140	140	156
b) Spannungsfrei gegläht bei 620 °C/ 2 h	130	138	140
c) Künstlich gealtert, Reckmass 3% 250 °C/48 h.	165	160	170
d) Abgeschreckt aus + 930 °C in H ₂ O von + 20 °C	210	220	280

Tabelle IV
Bestimmung der Härte nach Vickers
(Fig. 19. Anlieferungszustand)

Stab:	T	W	AA
Stelle: (Fig. 15)	Härte kg/mm ²	Härte kg/mm ²	Härte kg/mm ²
1	152	134	139
2	153	144	135
Schweiß- gut	3	153	132
	4	158	132
	5	168	143
	6	153	124
	7	131	147
8	107	104	113
Über- gangs- zone	9	116	117
	10	121	121
	11	106	110
	12	117	122
	13	117	120
Grund- material	14	101	112
	15	109	108
	16	116	118

2. Statische Zugfestigkeit bei normaler, hoher und niedriger Temperatur

Die dem statischen Zugversuch mit Elastizitätsmessungen unterzogenen Rundstäbe von 5 mm \varnothing und 60 mm Schaftlänge wurden der geschweißten Blechstossnaht (Dicke 12 mm) entnommen. (Fig. 16, Pos. 3.)

a) Die statische Zugfestigkeit bei Raumtemperatur

Die umfassenden Zugversuche bei normaler Temperatur erfolgten im Anlieferungszustand bei + 20 °C und zwar in fünf verschiedenen thermisch bzw. mechanisch-thermisch nachbehandelten Zuständen, nämlich:

- im Anlieferungszustand, ohne jegliche thermische oder mechanische Nachbehandlung (d.h. nach der «erweiterten Rechtsschweißung»)
- ofennormalisiert bei + 930 °C * während 30' ge-
gläht und sodann an der Luft abgekühlt

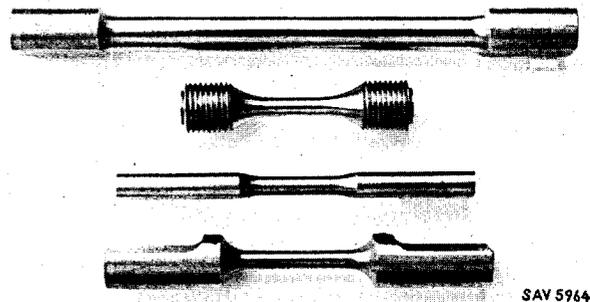
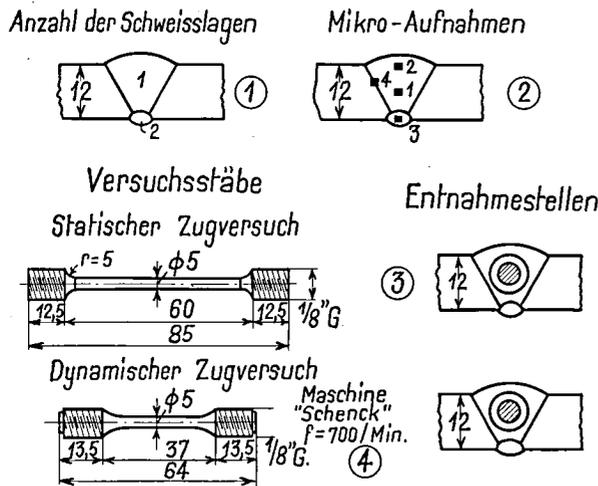


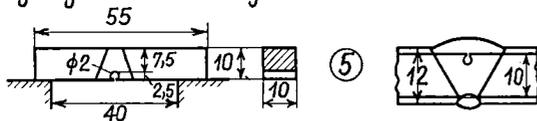
Fig. 18

Versuchsstäbe, dem Schweißgut entnommen
 Schweißgut praktisch porenfrei

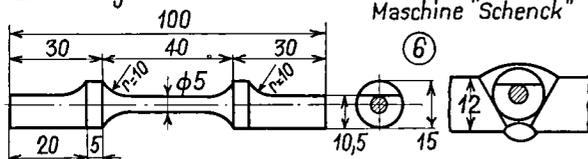
Von oben nach unten, Probestab für:

- Torsion statisch
- Zug-Ermüdung
- Biege-Ermüdung
- Torsions-Ermüdung

Schlagbiegeversuch an eingekerbten Stäben



Ermüdungsversuch - Torsion



Dynamischer Biegeversuch

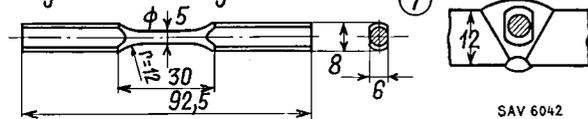


Fig. 16

Entnahmestellen, Form und Abmessungen der Versuchsstäbe.
 V-Naht mit Wurzelschweissung 12-mm-Blech

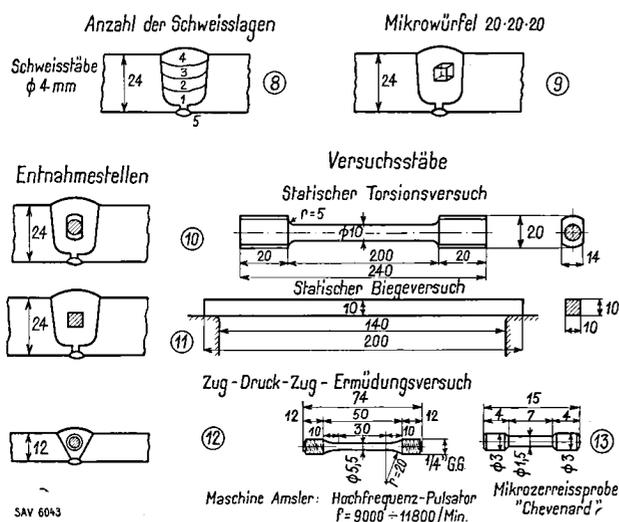


Fig. 17

Entnahmestellen, Form und Abmessungen der Versuchsstäbe
 U-Naht mit Wurzelschweissung 24-mm-Blech

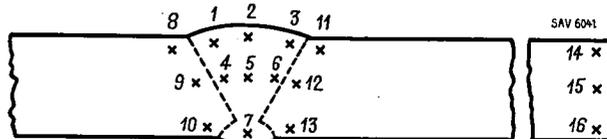


Fig. 19

Übersicht über die ausgewählten Stellen für die Härteprüfung
 (Tab. IV)

- spannungsfrei geblüht bei $+ 620^\circ \text{C}$ während 2 Stunden mit nachfolgender langsamer Ofenabkühlung
- künstlich gealtert, Reckmass 3% mit Alterung bei $+ 250^\circ \text{C}$ während 48 Stunden, und
- abgeschreckt nach 30 Minuten Glühung bei $+ 930^\circ \text{C}$ in Wasser von $+ 20^\circ \text{C}$

Die Versuchsergebnisse und zwar von:

Vickershärte H_v	kg/mm ²
Statische Zugfestigkeit β_z	kg/mm ²
Obere Streckgrenze σ_{SO}	kg/mm ²
Untere Streckgrenze σ_{SU}	kg/mm ²
Proportionalitätsgrenze σ_{zP}	kg/mm ²
Bruchdehnung λ_5	%
Kontraktion φ	%
Arbeitswert $c = \beta_z \cdot \lambda_5$	kgmm/mm ³
Kerbschlagzähigkeit κ	kgm/cm ²

sind in der Tab. V zusammengestellt und in den Fig. 20—23 graphisch aufgetragen.

Fig. 24 zeigt Probestäbe nach dem Versuch. Es ergibt sich daraus:

Durch Normalisieren ($930^\circ \text{C} / 30 \text{ min}$ Luftabkühlung) und spannungsfreies Glühen ($+ 620^\circ \text{C} / 2 \text{ h}$, Ofenabkühlung) werden Härte H_v , Zugfestigkeit β_z , Streckgrenze σ_{SO} , Bruchdehnung λ_5 , Einschnürung φ und der Arbeitswert C_5 nur unbedeutend erhöht bzw. erniedrigt (Fig. 21—23, Pos. 2 und 3).

Künstliches Altern (Reckmass 3%, $+ 250^\circ \text{C} / 48 \text{ h}$) und Abschrecken (aus $+ 930^\circ \text{C}$ in H_2O von $+ 20^\circ \text{C}$) steigern die Härte, Zugfestigkeit und

Tabelle V
 Statische Festigkeits- und Verformungswerte für Schweissgut
 Zusammenstellung der Versuchsergebnisse (graphische Darstellung siehe Fig. 20 bis 24)

Stab T	E kg/mm ²	H _v ¹⁾	α ¹⁾ kgm/cm ²	β_z kg/mm ²	σ_{so} ²⁾ kg/mm ²	σ_{su} ²⁾ kg/mm ²	$\sigma_z p$ kg/mm ²	$\sigma_{z z}^{2)}$ kg/mm ²	ϕ %	λ_5 %	c_5 kg/mm ²
1. Anlieferungszustand	19 700	140	19,0	44,5 *	28,0	27,0	27,3	29,0	70	31,0	14,1
2. Normalisiert bei + 930 °C/30 min, Ofenabkühlung	20 700	140	12,4	45,5	33,1	30,0	29,5	33,1	70	36,0	16,4
3. Spannungsfrei gegläht + 620 °C/2 h, Luftabkühlung	20 800	130	16,6	40,3	30,5	27,5	30,5	32,3	75	30,8	12,5
4. 3% gereckt und gealtert bei + 250 °C/ 48 h, Luftabkühlung	20 700	165	13,5	43,8	32,8	29,5	32,8	32,7	70	22,8	10,0
5. Aus + 930 °C abgeschreckt in H ₂ O von + 20 °C	21 100	210	11,0	63,2	40,2 ⁴⁾	—	24,5	41,8	66,5	24,0	15,2
<i>Stab W</i>											
1. Anlieferungszustand	21 000	129	22,0	46,4 *	33,2	30,8	32,5	30,0	71	34,4	16,0
2. Normalisiert bei + 930 °C/30 min, Ofenabkühlung	20 700	140	16,4	43,5	33,1	28,4	33,1	30,8	67	33,5	14,6
3. Spannungsfrei gegläht + 620 °C/2 h, Luftabkühlung	20 600	138	17,7	41,5	29,8	26,4	26,0	30,4	69	33,8	14,0
4. 3% gereckt und gealtert bei + 250 °C/ 48 h, Luftabkühlung	20 500	160	14,4	45,5	37,7	36,6	33,0	31,0	70	28,5	13,0
5. Aus + 930 °C abgeschreckt in H ₂ O von + 20 °C	20 800	220	13,8	61,0	43,5 ⁴⁾	—	22,5	34,2	51	18,0	11,0
<i>Stab AA</i>											
1. Anlieferungszustand	20 800	152	18,1	44,3 *	30,9	27,8	25,0	30,0	70	35,6	15,9
2. Normalisiert bei + 930 °C/30 min, Ofenabkühlung	20 300	155	15,5	47,8	32,5	31,5	28,5	30,4	60	30	12,0
3. Spannungsfrei gegläht + 620 °C/2 h, Luftabkühlung	20 600	164	13,8	43,5	33,1	29,8	33,1	29,8	70	37	11,8
4. 3% gereckt und gealtert bei + 250 °C/ 48 h, Luftabkühlung	20 100	170	12,8	45,8	31,1	29,3	31,1	34,5	70	24	11,8
5. Aus + 930 °C abgeschreckt in H ₂ O von + 20 °C	20 400	330	15,6	63,2	45,0 ⁴⁾	—	24,5	35,1	64	19	12,0

* Reissfestigkeit σ_b = 97,0 kg/mm² für Stab T
 = 99,0 kg/mm² für Stab W
 = 95,0 kg/mm² für Stab AA

1) Mittelwert aus 3 Proben

2) 10⁶ Lastwechsel

3) Da das Spannungs-Dehnungsdiagramm ein Maximum aufweist, werden die oberen und die unteren Streckgrenzen σ_{so} bzw. σ_{su} graphisch gemäss Fig. 21a bestimmt.

4) Im vorliegenden Fall zeigt das Spannungs-Dehnungsdiagramm kein Maximum (Fig. 21b). σ_s entspricht daher der 2⁰/₁₀₀-Grenze; σ_{so} und σ_{su} entfallen.

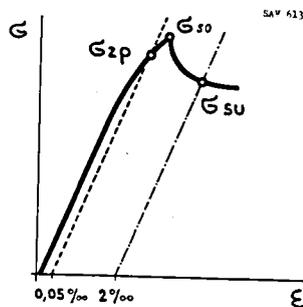


Fig. 21a

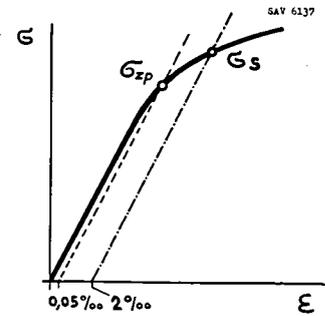


Fig. 21b

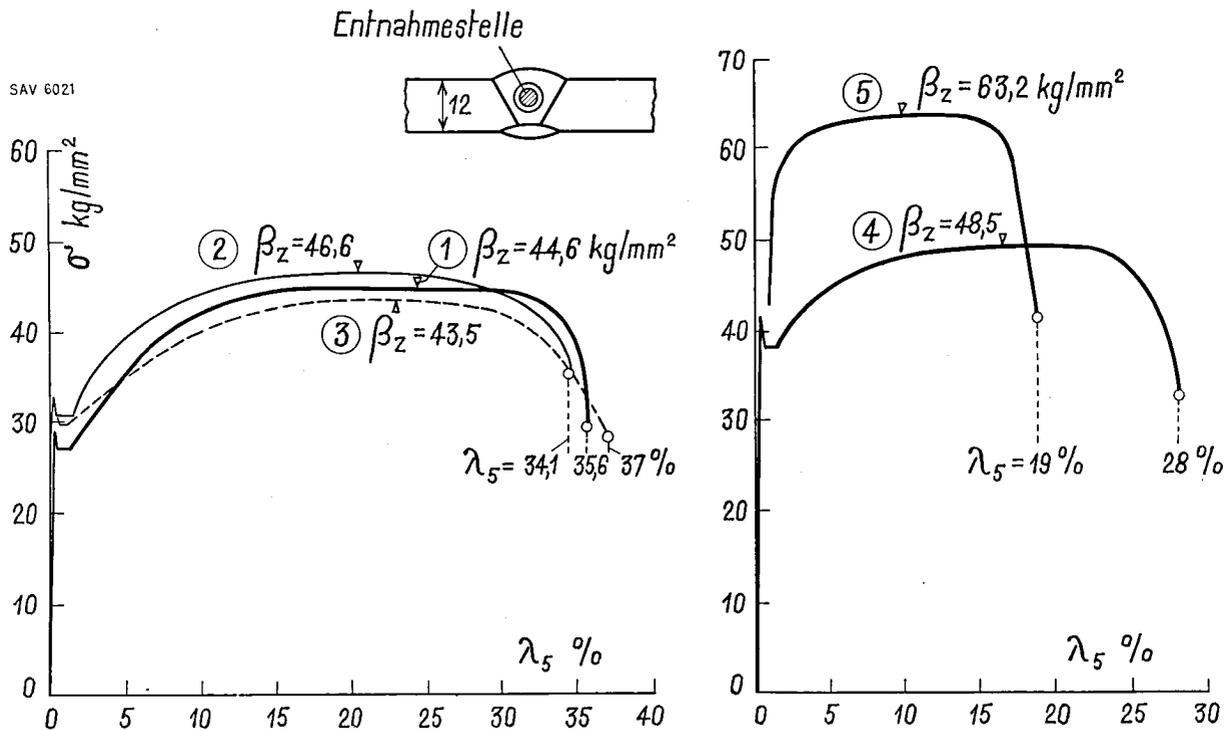


Fig. 20

Zug-Dehnungs-Diagramme des Schweissgutes AA in normaler Lage geschweisst. Versuchsstäbe dem Stumpfstoss längs entnommen. (Die Stäbe T und AA zeigen weitgehend analoges Verhalten)

- 1 = Anlieferungszustand
- 2 = Normalisiert bei + 930 °C/30 min, luftabgekühlt
- 3 = Spannungsfrei geglüht + 620 °C/2 h, ofenabgekühlt
- 4 = 3% Gereckt und gealtert bei + 250 °C/48 h
- 5 = Aus + 930 °C abgeschreckt in H₂O von 20 °C

Streckgrenze und vermindern naturgemäss die Bruchdehnung, (Fig. 21—23, Pos. 4 und 5), Einschnürung und Arbeitswert. Kerbschlagzähigkeit und Ursprungsfestigkeit verändern sich hingegen nur unbedeutend. Der Elastizitätsmodul E wird sehr wenig, praktisch nicht beeinflusst. Die Abweichungen des E -Wertes (entsprechend den verschiedenen Behandlungen des Schweissgutes) vom Gesamtmittelwert betragen für AA und W $\pm 1,5$ für T + 2,5 und - 4,5%.

Aus diesen Versuchen ergibt sich, dass die Schweissgute T, W und AA infolge thermischer bzw. mechanisch-thermischer Nachbehandlung ihre statischen Festigkeits- und Verformungseigenschaften in gewissen Grenzen verändern; sie bewahren jedoch selbst im gealterten und abgeschreckten Zustande in hervorragendem Masse ihr Arbeitsvermögen (Festigkeit und Verformung).

(Fig. 21—23.)

b) Die statische Zugfestigkeit bei hoher und niedriger Temperatur

Die Ergebnisse der Kurzerreissversuche und der Kerbschlagzähigkeit bei hohen, bis auf + 700 °C

ansteigenden, sowie bei niedrigen, bis auf - 60 °C abfallenden Temperaturen sind in Fig. 25—27 und in Tab. VI—VIII veranschaulicht, aus welchen der Verlauf von

Vickershärte H_v	kg/mm ²
Zugfestigkeit β_z	kg/mm ²
Streckgrenzen σ_{SO} und σ_{SU}	kg/mm ²
Proportionalitätsgrenze σ_{sP}	kg/mm ²
Bruchdehnung λ_5	%
Einschnürung φ	%
Elastizitätsmodul E	kg/mm ²

ersichtlich ist.

Die Bruchdehnung λ_5 und die Querkontraktion zeigen bei ca. 200° bzw. 500 °C einen gewissen Abfall. Die Verminderungen der statischen Verformungsfestigkeiten sind jedoch so gering, dass man nicht von einer sekundären Sprödigkeit sprechen kann.

Im allgemeinen können die Werte im gesamten untersuchten Temperaturbereich als hoch bezeichnet werden.

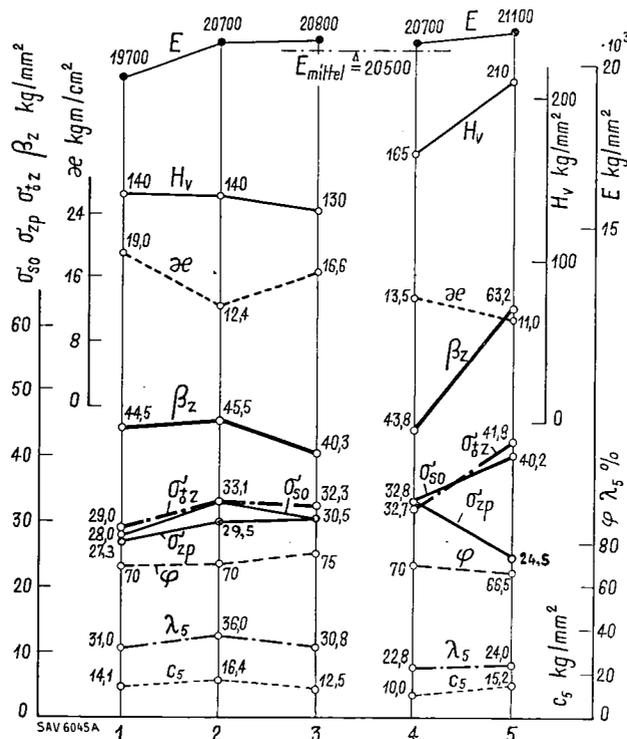


Fig. 21

Statische und dynamische Festigkeits- und Verformungswerte für Schweissgut. Stab T

- 1 = Anlieferungszustand
 - 2 = Normalisiert bei 930 °C/30 min
 - 3 = Spannungsfrei gegläht 620 °C/2 h
 - 4 = 3% Gereckt und gealtert bei 250 °C/48 h
 - 5 = Aus 930 °C abgeschreckt in H₂O von 20 °C
- β_z = Zugfestigkeit
 - σ_{s0} = obere Streckgrenze (Zug)
 - σ_{zp} = Proportionalitätsgrenze (Zug)
 - σ_{sz} = Ursprungsfestigkeit (Zug)
 - φ = Kontraktion
 - λ_5 = Bruchdehnung ($l_0 = 5 d$)
 - C_5 = Arbeitswert

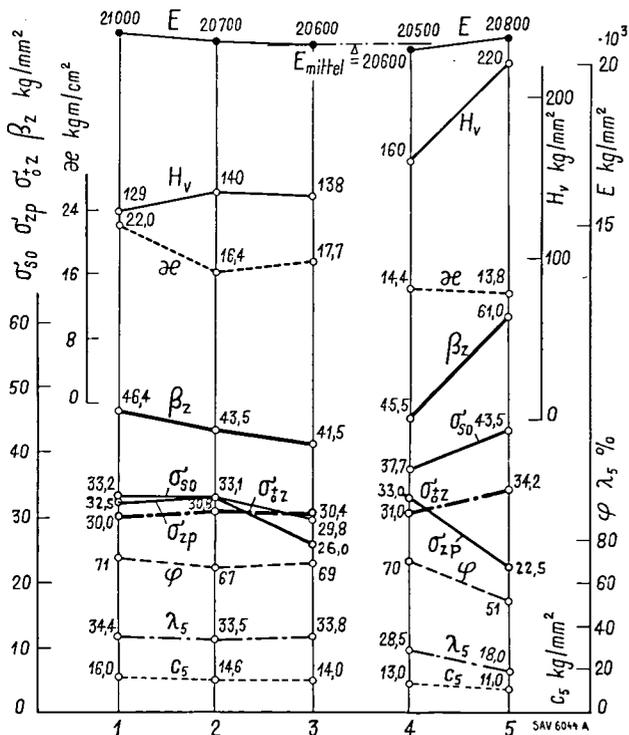


Fig. 22

Statische und dynamische Festigkeits- und Verformungswerte für Schweissgut. Stab W

- 1 = Anlieferungszustand
- 2 = Normalisiert bei 930 °C/30 min
- 3 = Spannungsfrei gegläht bei 620 °C/2 h
- 4 = 3% gereckt und gealtert 250 °C/48 h
- 5 = Aus 930 °C abgeschreckt in H₂O von 20 °C

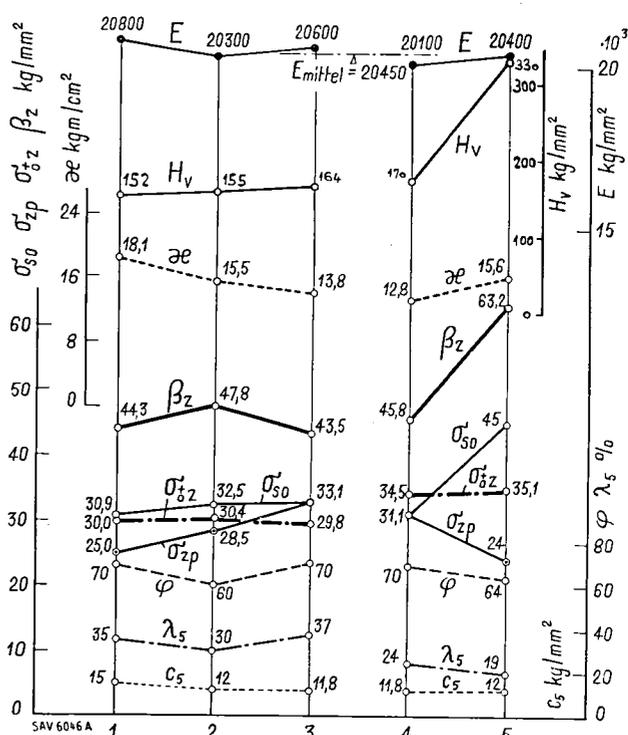


Fig. 23

Statische und dynamische Festigkeits- und Verformungswerte für Schweissgut. Stab AA

- 1 = Anlieferungszustand
- 2 = Normalisiert bei 930 °C/30 min
- 3 = Spannungsfrei gegläht bei 620 °C/2 h
- 4 = 3% gereckt und gealtert 250 °C/48 h
- 5 = Aus 930 °C abgeschreckt in H₂O von 20 °C

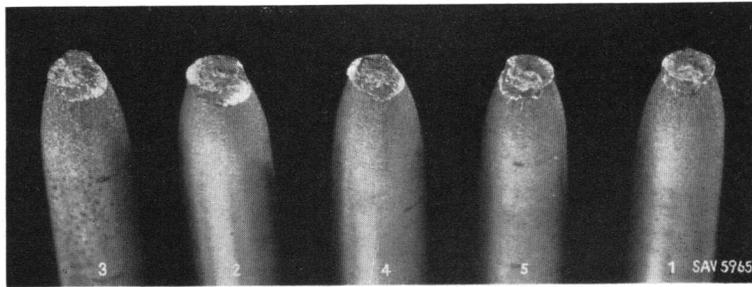


Fig. 24

Erweiterte Rechtsschweissung. Statischer Zugversuch bei Raumtemperatur. Schweissgut: Stab T (Vergrößerung $V \cong 6 \times$)

1 = Schweissgut im Anlieferungszustand
 2 = Schweissgut 1/2 Stunde normalisiert bei 930 °C
 3 = Schweissgut bei 620 °C. 2 Stunden spannungsfrei gegläht
 4 = Schweissgut 3% gereckt, künstlich gealtert während 48 Stunden bei 250 °C
 5 = Schweissgut aus 930 °C in Wasser von + 20 °C abgeschreckt

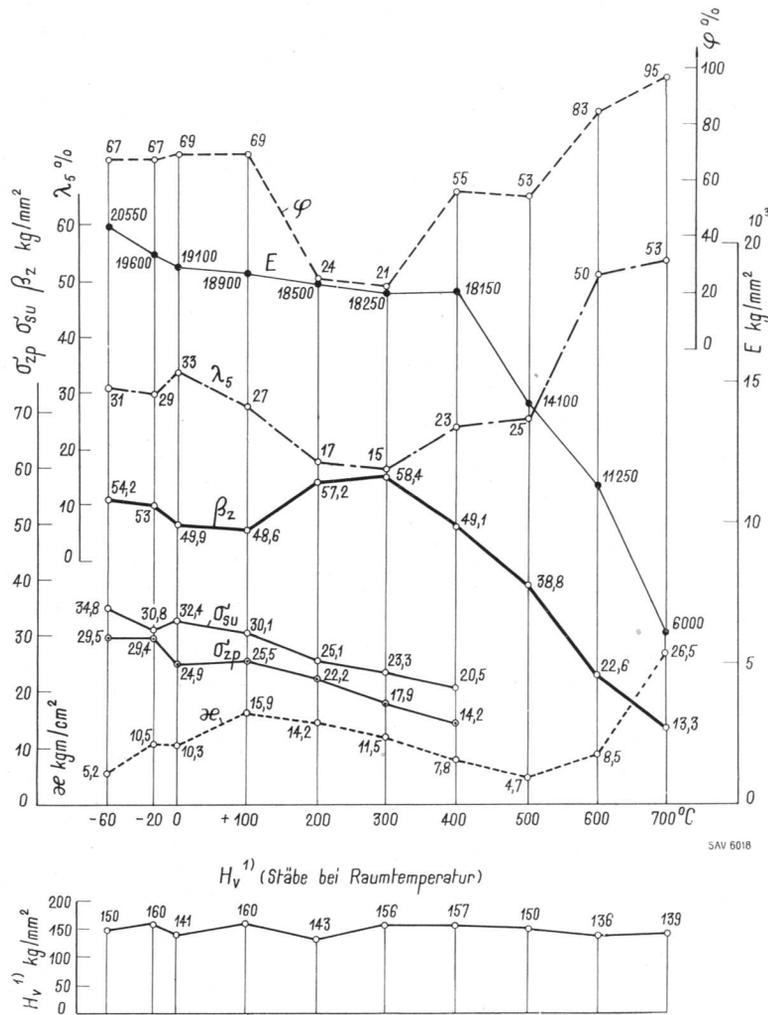


Fig. 25

Statischer Zugversuch bei hoher und niedriger Temperatur. Stab T. Erweiterte Rechtsschweissung (Tab. VI)

Staboberfläche aller Stäbe nach Bruch: intakt
 Bruchfläche aller Stäbe: sehnig, zackig, feinkörnig

Entnahmestellen gemäss Fig. 16
 1) = Mittelwerte aus 3 Proben

Fig. 26

Statischer Zugversuch bei hoher und niedriger Temperatur

Stab W. Erweiterte Rechtsschweissung (Tab. VIII)

Entnahmestellen gemäss Fig. 16, Pos. 3
 Staboberfläche aller Stäbe nach Bruch: intakt
 Bruchfläche aller Stäbe: sehnig, zackig, feinkörnig

1) = Mittelwerte aus 3 Proben

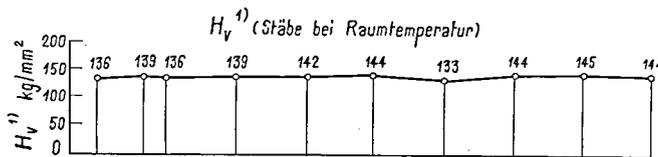
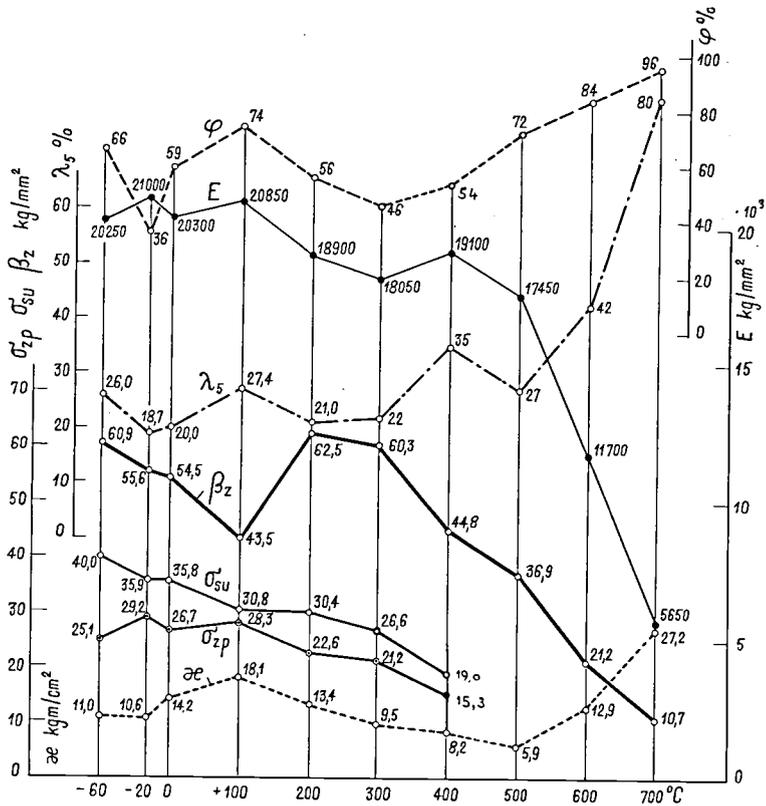
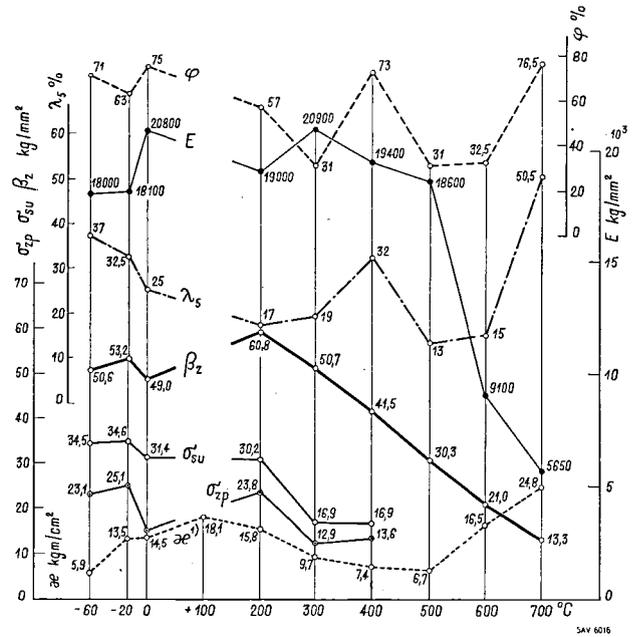


Fig. 27

Statischer Zugversuch bei hoher und niedriger Temperatur

Erweiterte Rechtsschweissung (Tab. VII)

Stab AA. Entnahmestellen gemäss Fig. 16, Pos. 3

Staboberfläche aller Stäbe nach Bruch: intakt

Bruchfläche aller Stäbe: sehnig, zackig, feinkörnig

1) = Mittelwerte aus 3 Proben

Tabelle VI

Festigkeitswerte für Stab T bei Temperaturen
von -60°C bis $+700^{\circ}\text{C}$ (Fig. 25)

Temp. °C	β_z kg/mm ²	σ_{zP} kg/mm ²	σ_{su} kg/mm ²	$\lambda_{.5}$ %	φ %	E kg/mm ²	κ^1 mkc/cm ²	H _v ²⁾ Vickers
- 60	54,2	29,5	34,8	38	67	20550	5,2	150
- 20	53,0	29,4	30,8	29	67	19600	10,5	160
0	49,9	24,9	32,4	33	69	19100	10,3	141
+ 100	48,6	25,5	30,1	27	69	18900	15,9	160
+ 200	57,2	22,2	25,1	17	24	18500	14,2	143
+ 300	58,4	17,9	23,3	15	21	18250	11,5	156
+ 400	49,1	14,2	20,5	23	55	18150	7,8	157
+ 500	38,8	—	—	25	53	14100	4,7	150
+ 600	22,6	—	—	50	83	11250	8,5	136
+ 700	13,3	—	—	53	95	6000	26,5	139

Staboberfläche aller Stäbe nach Bruch: intakt;
Bruchfläche aller Stäbe: sehnig, zackig, feinkörnig.

1) Mittelwerte aus 3 Proben.

2) Mittelwerte aus 3 Messungen, vor dem Versuch bei Raumtemperatur gemessen.

c) Die Mikrozerreiss-Versuche

Aus dem Schweissgut des Stabes W, Blechdicke 24 mm, V-Naht, wurden Mikrozerreissproben nach den Achsen X, Y und Z entnommen (Fig. 28) und diese auf der «Chevenard-Mikrozerreissmaschine» geprüft. Die Resultate sind die folgenden:

Tabelle IX (Seite 29 unten)

In den Fig. 29—31 sind die bei den Messungen aufgenommenen Diagramme dargestellt. Der sich daraus ergebende Beweis für die Quasiisotropie des Schweissgutes tritt besonders deutlich zu Tage, wenn ich die für die X-Achse gefundenen Werte = 1 setze, und die prozentuale Abweichung der Mittelwerte errechne (Fig. 32).

	X-Achse	Y-Achse	Z-Achse
obere Streckgrenze σ_{s0}	= 1	1,03	1,07
Zugfestigkeit β_z	= 1	1,02	1,04
Kontraktion φ	= 1	0,995	0,955
Bruchdehnung $\lambda_{4,3 d}$	= 1	1,09	1,01
Arbeitswert c	= 1	1,12	1,05

Tabelle VII

Festigkeitswerte für Stab AA bei Temperaturen
von -60°C bis $+700^{\circ}\text{C}$ (Fig. 27)

Temp. °C	β_z kg/mm ²	σ_{zP} kg/mm ²	σ_{su} kg/mm ²	$\lambda_{.5}$ %	φ %	E kg/mm ²	κ^1 mkc/cm ²	H _v ²⁾ Vickers
- 60	60,9	25,1	40,0	26	66	20250	11,0	136
- 20	55,6	29,2	35,9	19	36	21000	10,6	139
0	54,5	26,7	35,8	20	59	20300	14,2	136
+ 100	43,5	28,3	30,8	27	74	20850	18,1	139
+ 200	62,5	22,6	30,4	21	56	18900	13,4	142
+ 300	60,3	21,2	26,6	22	46	18050	9,5	144
+ 400	44,8	15,3	19,0	35	54	19100	8,2	133
+ 500	36,9	—	—	27	72	17450	5,9	144
+ 600	21,2	—	—	42	84	11700	12,9	145
+ 700	10,7	—	—	80	96	5650	27,2	144

Staboberfläche aller Stäbe nach Bruch: intakt.

Bruchfläche aller Stäbe: sehnig, zackig, feinkörnig.

1) Mittelwert aus 3 Proben.

2) Mittelwert aus 3 Messungen, vor dem Versuch bei Raumtemperatur gemessen.

3. Die statische Druckfestigkeit.

Mit dem Schweissgut des Stabes W wurden orientierungshalber ebenfalls umfassende statische Druckversuche bei Raumtemperatur vorgenommen.

Die zylindrischen Versuchskörper von 8 mm Durchmesser und 30 mm Länge wurden der V-Naht an 12-mm-Blechen entnommen (Fig. 33).

Es wurden ermittelt:

Elastizitätskoeffizient:

$$E = 21\,100 - 21\,500 \text{ kg/mm}^2$$

Proportionalitätsgrenze:

$$\sigma_{dP (0,05 \%)} = 30,0 - 30,5 \text{ kg/mm}^2$$

Quetschgrenze:

$$\sigma_{dF (2 \%)} = 30,8 - 31,2 \text{ kg/mm}^2$$

4. Die statische Biegefestigkeit

In der Fig. 34 ist das Kraft-Durchbiegediagramm von 200 mm langen Schweissgutstäben, Querschnitt 10×10 mm, Stützweite 140 mm, dargestellt.

Die Durchbiegungen wurden mittels Stoppany-Uhren registriert, die Faserspannungen mit Dehnungsmessern Okhuizen-Huggenberger gemessen.

Tabelle VIII
Festigkeitswerte für Stab W bei Temperaturen
von -60 °C bis +700 °C (Fig. 26)

Temp. °C	β_z kg/mm ²	σ_{zP} kg/mm ²	σ_{su} kg/mm ²	$\lambda_{5\%}$ %	φ %	E kg/mm ²	$\kappa^1)$ mkg/cm ²	H _v ²⁾ Vickers
-60	50,6	23,1	34,5	37	71	18000	5,9	139
-20	53,2	25,1	34,6	32,5	63	18100	13,5	142
0	49,0	—	31,4	25,0	75	20800	14,5	144
+100	—	—	—	—	—	—	18,1	133
+200	60,8	23,8	30,2	17,0	57	19000	15,8	129
+300	50,7	12,9	16,9	19	31	20900	9,7	129
+400	41,5	13,6	16,9	32	73	19400	7,4	120
+500	30,3	—	—	13	31	18600	6,7	128
+600	21,0	—	—	15	32,5	9150	16,5	133
+700	13,3	—	—	50,5	76,5	5650	24,8	130

1) Mittelwert aus 3 Proben.

2) Mittelwert aus 3 Messungen; vor dem Versuch bei Raumtemperatur gemessen.

Die obere Fließgrenze liegt bei den drei Schweissguten, wenn nach Herbert, Bach und Baumann graphisch ausgewertet wird (Fig. 35),

für Stab T : $\sigma_{FO} \cong 38 \text{ kg/mm}^2 \cong \sigma_{bP}$
für Stab W : $\sigma_{FO} \cong 39 \text{ kg/mm}^2 \cong \sigma_{bP}$
für Stab AA : $\sigma_{FO} \cong 37,5 \text{ kg/mm}^2 \cong \sigma_{bP}$

Die obere Fließgrenze fällt mit der Proportionalitätsgrenze zusammen.

Die untere Fließgrenze (Grenze 2⁰/₀₀) ergibt sich:

für Stab T : $\sigma_{FU} \cong 30,7 \text{ kg/mm}^2$
für Stab W : $\sigma_{FU} \cong 29,8 \text{ kg/mm}^2$
für Stab AA : $\sigma_{FU} \cong 29,8 \text{ kg/mm}^2$

Wenn nach

$$\sigma'_{(FO)} = \frac{M_b}{W}$$

gerechnet wird, erhalten wir als 2⁰/₀₀-Fließgrenze (Fig. 35)

für Stab T : $\sigma'_{(FO)} \cong 46,0 \text{ kg/mm}^2$
für Stab W : $\sigma'_{(FO)} \cong 44,7 \text{ kg/mm}^2$
für Stab AA : $\sigma'_{(FO)} \cong 44,7 \text{ kg/mm}^2$

Die rechnerische Biegefestigkeit $\sigma_{(bB)} = \frac{M_{max}}{W}$

ergibt sich zu

$\sigma_{(bB)} = 66,4 \text{ kg/mm}^2$ für Stab T
 $\sigma_{(bB)} = 69,7 \text{ kg/mm}^2$ für Stab W
 $\sigma_{(bB)} = 69,1 \text{ kg/mm}^2$ für Stab AA

was ein gutes Mass für die Zähigkeit des Schweissgutes dieser Stäbe ist.

Der Einfluss der Zeitdauer der Kraftwirkung P bzw. σ_{bB} im plastischen Gebiet gelangt in ganz ausgesprochener Weise zum Ausdruck, wie dies aus der Darstellung des Zeit-Dehnungsverlaufes für verschiedene hohe, längere Zeit konstant gehaltene Spannungstufen von σ_{bB} in Fig. 34 hervorgeht.

Tabelle IX
Resultate der Mikrozerreiss-Versuche

Probekab Nr.	Durchmesser mm	Querschnitt mm ²	Streckgrenze σ_{s0} kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ² β_z	Kontraktion φ %	Bruch- dehnung $\lambda_{4,3 d}$ %	Koeff. C	Bemerkungen	
<i>Schweissgut längs (Y-Achse)</i>									
2872/1	1,49	1,74	30,0	43,7	75	26,4	11,5	Staboberfläche nach Bruch intakt Bruchfläche homogen	
2872/2	1,50	1,77	29,4	46,3	74	29,5	13,7		
<i>Schweissgut quer (X-Achse)</i>									
2872/3	1,5	1,77	28,3	44,2	77	26,6	11,7		
2872/4	1,49	1,74	29,4	44,1	73	24,4	10,8		
<i>Schweissgut hochkant (Z-Achse)</i>									
2872/5	1,48	1,72	32,5	46,5	71	26,8	12,5		
2872/6	1,50	1,77	29,4	45,4	72	24,5	11,1		

Mit zunehmender Höhe der Spannung σ_{bB} wird dieser verformungssteigernde Zeiteinfluss — das Kriechen — immer ausgeprägter, gelangt aber zum Stillstand.

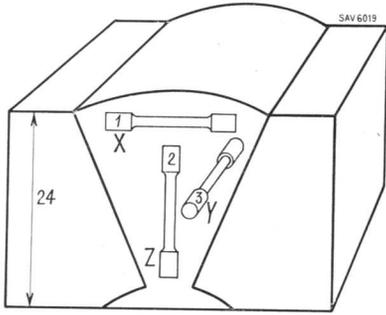


Fig. 28

Mikro-ZerreiBversuche nach Chevenard

Entnahme der Mikroproben. Form und Grösse: gemäss Fig. 17, Pos. 13

- 1 = X-Achse (quer)
- 2 = Z-Achse (hochkant)
- 3 = Y-Achse (längs)

Fig. 29—31

Mikro-Zug-Dehnungs-Diagramme nach Chevenard
Stab W

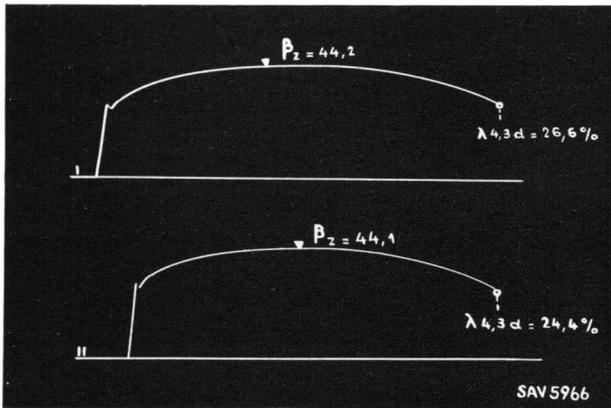


Fig. 29
Quer (X-Achse)

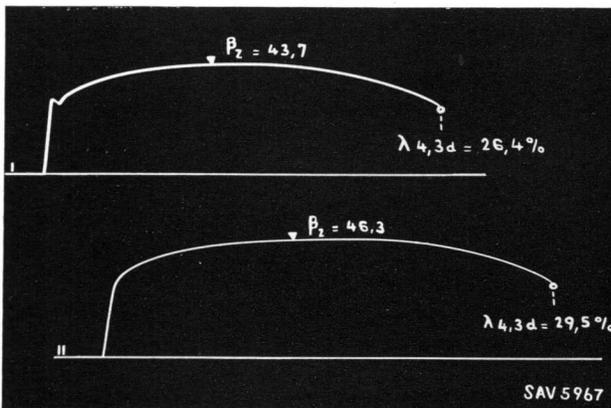


Fig. 30
Längs (Y-Achse)

Ein Vergleich der in der Zugzone mit Dehnungsmessern Okhuizen-Huggenberger ermittelten unteren Fließgrenzen mit den im statischen Zugversuch ermittelten Werten (Tab. V), zeigt zufriedenstellende Übereinstimmung:

- Stab T: $\sigma_{SU} = 27 \text{ kg/mm}^2$; $\sigma_{FU} = 30,7 \text{ kg/mm}^2$
- Stab W: $\sigma_{SU} = 30 \text{ kg/mm}^2$; $\sigma_{FU} = 29,8 \text{ kg/mm}^2$
- Stab AA: $\sigma_{SU} = 28 \text{ kg/mm}^2$; $\sigma_{FU} = 29,8 \text{ kg/mm}^2$

5. Die statische Torsionsfestigkeit

Für die Bestimmung der statischen Torsionsfestigkeit (Fig. 36) wurde ein Rundstab (Durchmesser 10 mm, freie Länge 200 mm) verwendet. Entnahme aus der Schweißnaht gemäss Fig. 16 und 17. Die Fig. 37 gibt die Torsions-Verwindungs-Diagramme des Schweißgutes der Stäbe T, W und AA wieder.

Der Mittelwert der nach Ludwik-Karman (Fig. 38) ermittelten Schub — Fließgrenze beträgt:

- für Stab T: $\tau_{FU} \cong 14,8 \text{ kg/mm}^2$ und $\tau_{FO} \cong 15,0 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab W: $\tau_{FU} \cong 14,3 \text{ kg/mm}^2$ und $\tau_{FO} \cong 17,8 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab AA: $\tau_{FU} \cong 13,8 \text{ kg/mm}^2$ und $\tau_{FO} \cong 17,9 \text{ kg/mm}^2$

Berechnet aus $\frac{M_t \cdot r}{J_p}$ ergibt sich (Fig. 38):

- für Stab T: $\tau_{(F)} \cong 19,5 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab W: $\tau_{(F)} \cong 19,0 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab AA: $\tau_{(F)} \cong 18,0 \text{ kg/mm}^2$

Die Torsionsfestigkeit berechnet sich unter Beachtung des Spannungs-Verformungs-Zustandes im plastischen Gebiet nach der Formel

$$\tau_B = \frac{3}{2\pi} \cdot \frac{1}{r^3} \cdot M_t$$

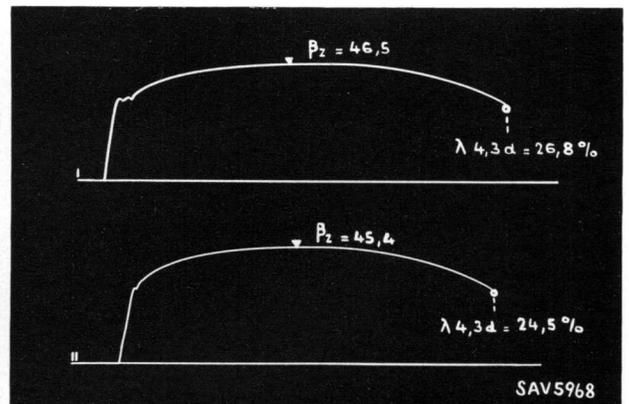


Fig. 31
Hochkant (Z-Achse)

- für Stab *T* zu $\tau_B \cong 33 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab *W* zu $\tau_B \cong 35 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab *AA* zu $\tau_B \cong 32 \text{ kg/mm}^2$

Berechnet nach $\frac{M_t \cdot r}{J_p}$ erhalten wir:

- für Stab *T*: $\tau_{(B)} \cong 44,5 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab *W*: $\tau_{(B)} \cong 47,5 \text{ kg/mm}^2$
- für Stab *AA*: $\tau_{(B)} \cong 43,5 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 39 zeigt den Probestab nach dem Versuch.

6. Faltbiegevermögen

Die Faltbiegezahl $K = \frac{50 \cdot s}{r}$ des mit «erweiterter Rechtsschweissung» niedergeschmolzenen Schweissgutes im Anlieferungszustand weist bei den drei Stabsorten folgende Werte auf: (*s* = Stabdicke, *r* = mittlerer Krümmungsradius)

a) Aufschweisversuch (Fig. 14 und 40):

- Schweißstab *T*, $K = 100$
 - Schweißstab *W*, $K = 100$
 - Schweißstab *AA*, $K = 53$
- } Prüftemperatur
+ 18 °C

Sämtliche Versuchsstäbe mit in normaler Lage aufgebracht, nicht bearbeiteter Schweissraupe nach Fig. 14 weisen den EMPA-Anforderungen weitaus genügende *K*-Werte auf, nämlich $K = 53$ bis 100, somit $K > 30$ gemäss den Anforderungen.

b) Faltbiegeversuch nach Fig. 15 und 40:

Für Stäbe mit bearbeiteter Schweissraupe erreichen die Faltbiegezahlen:

Zugzone auf Kronenseite (Prüftemperatur: +18 °C):

- für Schweißstab *T*: $K = 59$
- für Schweißstab *W*: $K = 100$
- für Schweißstab *AA*: $K = 100$

Sämtliche Versuchsstäbe mit in normaler Lage aufgebracht, bearbeiteter Schweissraupe nach Fig. 15 weisen den EMPA-Anforderungen weitaus genügende *K*-Werte auf, nämlich $K = 59$ bis 100, somit $K > 40$ gemäss den Anforderungen.

c) Faltbiegeversuch nach Fig. 15

Zugzone auf Wurzelseite:

(Prüftemperatur: +18 °C)

- für Stab *T*: $K = 61$
- für Stab *W*: $K = 68$
- für Stab *AA*: $K = 100$

Sämtliche Versuchsstäbe mit in normaler Lage aufgebracht, nicht bearbeiteter Schweissraupe nach Fig. 15 weisen den EMPA-Anforderungen weitaus genügende *K*-Werte auf, nämlich $K = 61$ bis 100, somit $K > 30$ gemäss Anforderungen.

7. Die Feinstruktur

Zur Abklärung der Wirkung der kurzzeitigen Brennerbehandlung (siehe Fig. 9) wurde die Fein-

struktur des Schweissgutes des Stabes *T* der bisherigen (alten) Rechtsschweissung, sowie der neuen erweiterten Rechtsschweissung untersucht. Für die Untersuchung wurden *V*-Nähte mit Wurzelschweissung an 12-mm-Platten verwendet. Die Anordnung der Aufnahmestellen geht aus Fig. 41 hervor.

Bei der alten Rechtsschweissung (sogenannter unbehandelter Zustand des Schweissgutes, Fig. 42 u. 43) erscheint in den senkrecht zur Querschnittsfläche der Nahtwurzel und der Nahtmitte aufgenommenen

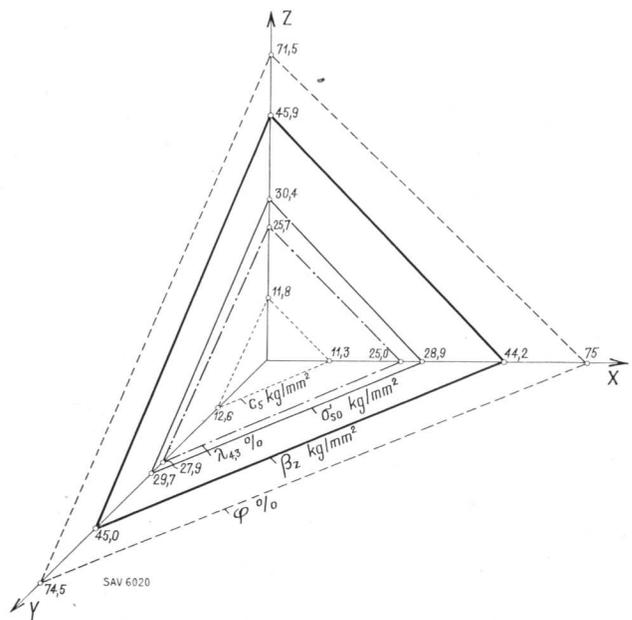


Fig. 32

Isotropie des Schweissgutes. Zusammenstellung der Resultate der Mikrozerreiss-Versuche

- β_z = Zugfestigkeit
- σ_{so} = Obere Streckgrenze
- φ = Querkontraktion
- $\lambda_{4,3 d}$ = Bruchdehnung ($l = 4,3 d$)
- c* = Arbeitsfaktor

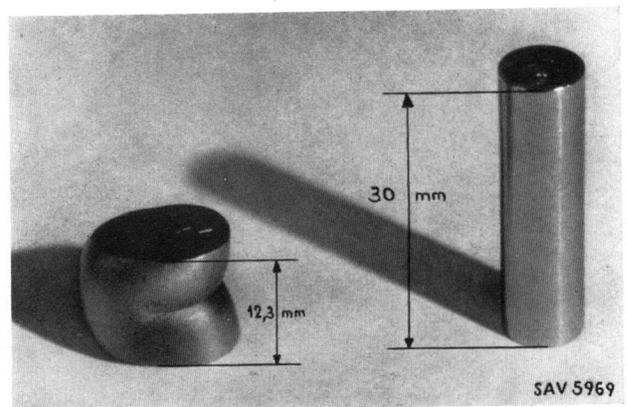


Fig. 33

Statischer Druckversuch. Stab *W*
Rechts: Versuchskörper nach Beanspruchung bis zur Quetschgrenze
Links: Versuchskörper gequetscht und seitlich ausgewichen (ausgknickt)

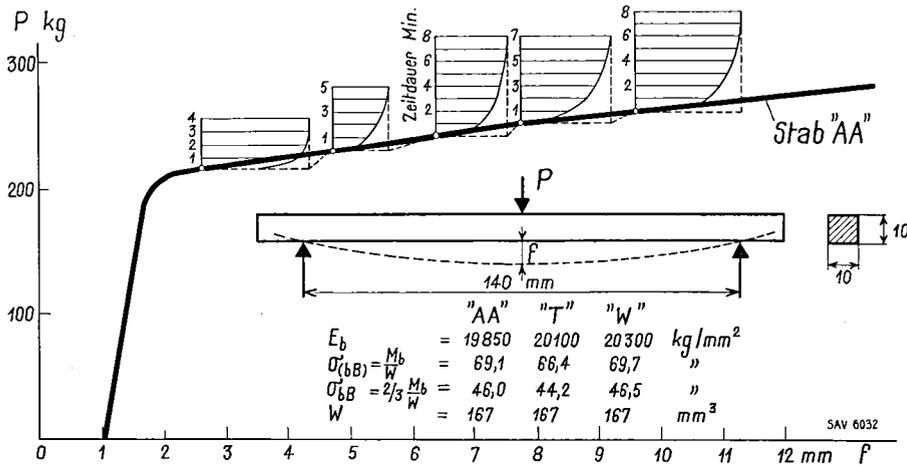


Fig. 34
 Statische Biegefestigkeit
 Schweissgut längs (24-mm-U-
 Naht)
 Schweißstäbe T, W, AA
 Schweissart: Erweiterte Rechts-
 schweissung

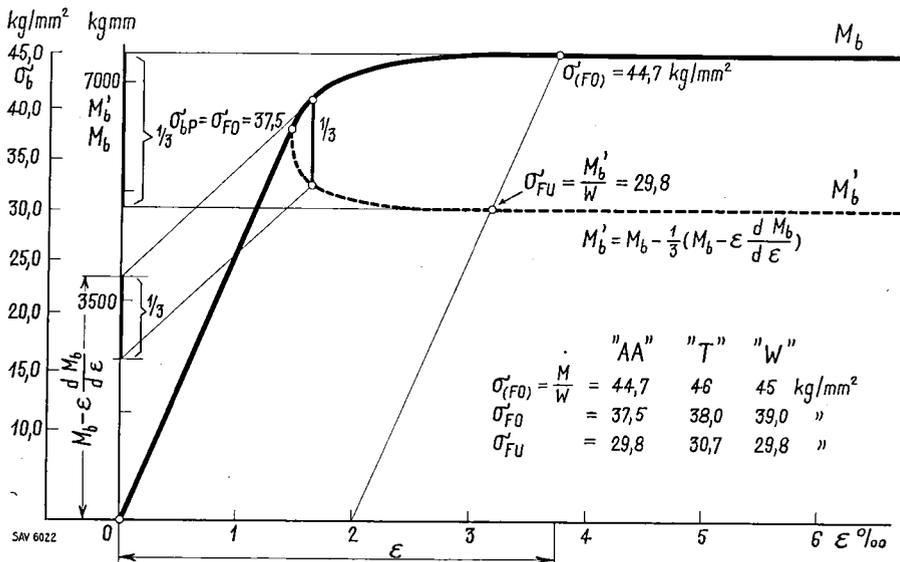


Fig. 35
 Statische Biegefestigkeit
 Stab AA
 Bestimmung der effektiven An-
 strengung. Auswertung der
 Fig. 34 nach Herbert, Bach und
 Baumann (Siehe Literaturver-
 zeichnis Nr. 11). Die Stäbe T,
 W und AA zeigen weitgehend
 ähnliche Kurven und Werte.

$$\vartheta = \frac{2 M_t}{G \pi r^4}$$

$$\gamma = \frac{\tau}{G} \text{ wobei } G = \frac{E}{2(1+\frac{1}{m})}$$

M_t = Torsionsmoment
 τ = Schubspannung
 γ = spezifische Schiebung
 ν_t = Torsionskoeffizient

Schubspannung:

$$\text{elastisch: } \tau = 2 \frac{1}{\pi r^3} \cdot M_t$$

$$\text{plastisch: } \tau = 2 \frac{1}{\pi r^3} \cdot M_t = \frac{3}{2} \frac{1}{\pi r^3} \cdot M_t + \frac{1}{2} \frac{1}{\pi r^3} \cdot \gamma \frac{dM_t}{d\gamma}$$

$$\text{allgemein: } \tau = \nu_t \frac{M_t}{r^3}$$

$$\nu_t \text{ elastisch: } \frac{2}{\pi} = 0,637$$

$$\nu_t \text{ Bruch: } \frac{3}{2\pi} = \frac{3}{4} 0,637 = 0,477$$

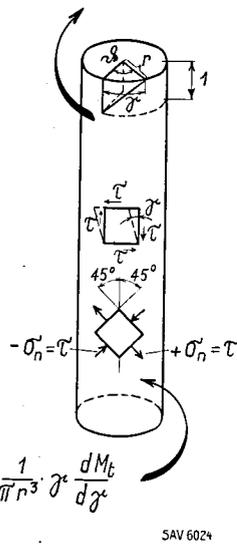


Fig. 36

Statischer Torsionsversuch. Theoretische Grundlagen

Rückstrahldiagrammen (Co-K-Strahlung) die (310) – Interferenz durchwegs als nicht homogen geschwächte Linie, wobei Fig. 42 neben verwachsenen Intensitätsmaxima starke radiale Linienverbreiterung zeigt, während in Fig. 43 einzelne scharf begrenzte Einzelreflexe zu erkennen sind und das $K\alpha$ -Dublett deutlich aufgespalten ist.

Es ergibt* sich hieraus, dass in der Nahtmitte bereits im unbehandelten Zustand einzelne neugebildete Körner vorliegen.

Nach der kurzzeitigen Brennerbehandlung wird eine wesentliche Veränderung des Rückstrahldiagramms gefunden (Fig. 44–45). In beiden Aufnahmen einer ersten senkrecht zur Wurzelquerschnittsfläche (Stelle 3 Fig. 41) und einer zweiten von der Mitte eines neu gelegten Querschnittes (Fig. 41, Stelle 1) erscheint die (310) – Interferenz in zahlreiche scharfe und intensive Einzelreflexpunkte aufgelöst.

Es ist somit vor allem in der Nahtmitte durch die Brennerbehandlung eine vollständige Umkörnung erzielt worden.

* Ich verdanke diese Angaben Herrn Prof. Dr. Brandenberger.

Fig. 37

Statischer Torsionsversuch. Schweißstäbe T, W und AA
Diagramm Torsionsmoment - Verwindung - Schweißgut. Versuchsstab dem Schweißgut längs entnommen

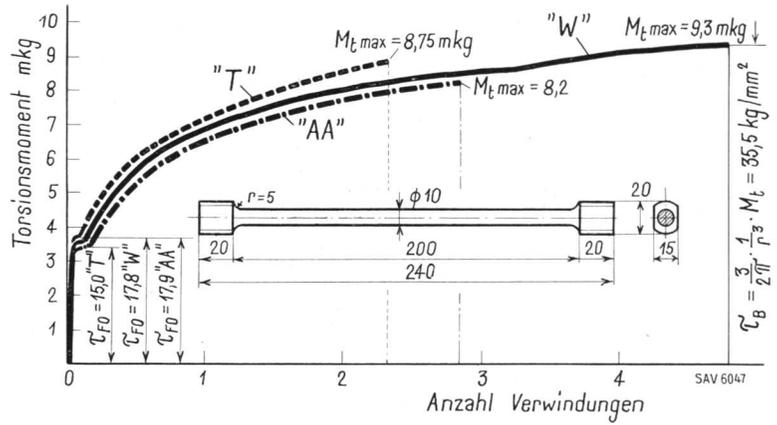


Fig. 38

Statischer Torsionsversuch
Diagramm Torsionsmoment M_t bzw. Schubspannung τ — Schiebung γ
Schubspannung aus der Beziehung $\tau = \frac{Mr}{J_p}$ und nach Ludwik-Karman/Empa berechnet. Versuchstab dem Schweißgut längs entnommen (Die eingetragenen Zahlenwerte gelten für Stab T)

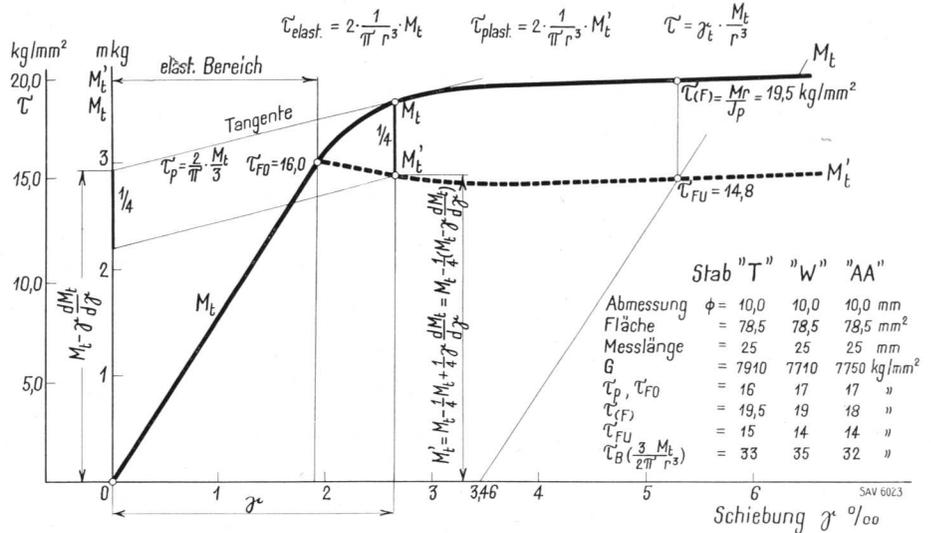
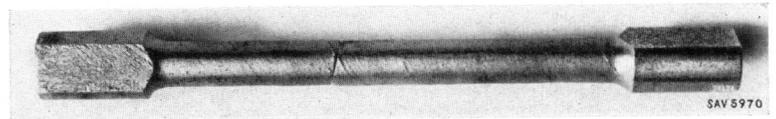


Fig. 39

Statische Torsionsfestigkeit
Schweißgut aus erweiterter Rechtschweißung. Stab W



Die röntgenographische Feinstrukturuntersuchung des verschiedenen thermischen und mechanisch-thermischen Nachbehandlungen unterworfenen Schweißgutes ergibt: [Die untersuchte Stelle liegt in der Mitte der Naht (Fig. 41, Stelle 1).]

a) die *normalisierten* (Fig. 46—48), die bei 620 °C *spannungsfrei geglähten* (Fig. 49—51) und auch die um 3% *gereckten* und anschliessend 48 Stunden bei 250 °C *angelassenen* Proben (Fig. 52—54) liefern Röntgendiagramme von *grundsätzlich gleicher* Beschaffenheit: durchwegs erscheint die (310)-Interferenz in Einzelreflexe aufgelöst, unter welchen sich stets solche von ausgezeichneter Schärfe neben noch nicht vollkommen scharfen befinden. Das Verhältnis der beiderlei Reflexpunkte ist bei den einzelnen Proben *etwas verschieden*: so zeigt z. B. das Diagramm der Fig. 54 (Stab T) gealtert verhältnismässig wenig scharfe Interferenzpunkte, während diese beim Diagramm der Fig. 50 (Stab W) spannungsfrei gegläht deutlich vorherrschen.

b) demgegenüber besitzt die (310)-Interferenz in den Diagrammen an den von 930 °C abgeschreckten Proben (Fig. 55—57) ein *völlig anderes* Aussehen: hier erscheint die (310)-Interferenz durchwegs als homogen geschwärtzte Interferenzlinie mit einer starken, fallweise allerdings verschiedenen radialen Verbreiterung. So ist das Ausmass der radialen Linienverbreiterung bei der Fig. 55 (Stab AA) deutlich kleiner, als bei den beiden andern Proben.

Hieraus folgt über den Kristallzustand in den verschiedenen Schweißgut-Proben: *Ausgenommen in den abgeschreckten Proben sind im Schweißgut die Kristalle von vollkommen oder doch weitgehend ungestörtem Aufbau; es bestehen unter den einzelnen Proben hinsichtlich der Kristallgüte gewisse Unterschiede, indessen stehen diese nicht in einem systematischen Zusammenhang mit der den Proben zuteil gewordenen Behandlung. In den abgeschreckten Proben sind demgegenüber die Kristalle mit beträchtlichen Störungen der regelmässigen Gitterordnung behaftet.*



Fig. 40

Faltbiegeproben. *Links*: Aufschweissversuche, Abschreckversuche. Stab *W*.
Rechts: Zugzone auf Wurzelseite. V-Naht bearbeitet. Stab *AA*

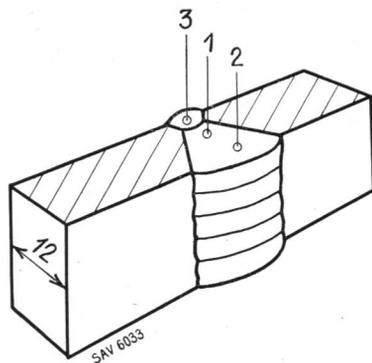


Fig. 41

Prinzip der Feinstruktur-Rückstrahlaufnahme von Fig. 42—57

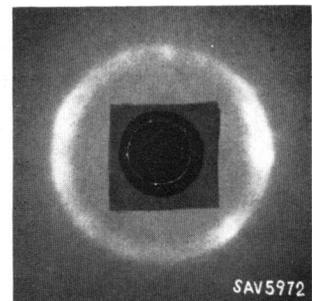


Fig. 42

Rechtsschweissung alt, Stab *T*
 Nahtwurzel
 (Fig. 41, Stelle 3)

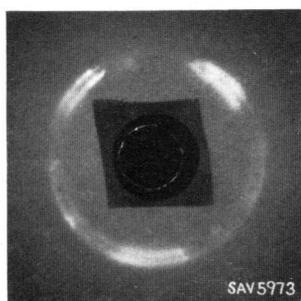


Fig. 43

Rechtsschweissung alt, Stab *T*
 Nahtmitte
 (Fig. 41, Stelle 1)

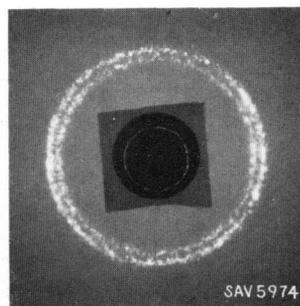


Fig. 44

Erweiterte Rechtsschweissung, Stab *T*, Nahtwurzel
 (Fig. 41, Stelle 3)

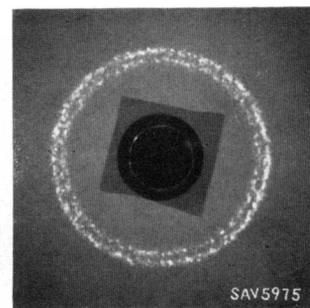


Fig. 45

Erweiterte Rechtsschweissung, Stab *T*, Nahtmitte
 (Fig. 41, Stelle 1)

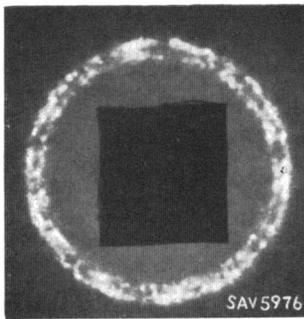


Fig. 46. Stab *AA*

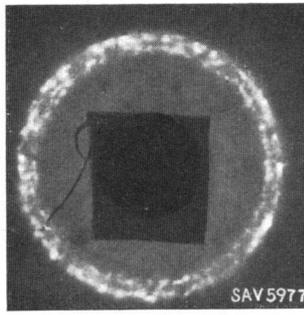


Fig. 47. Stab *W*

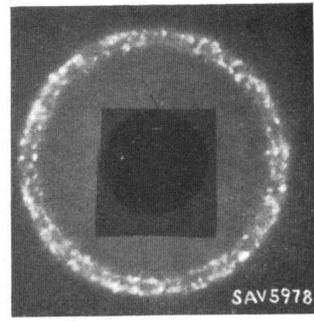


Fig. 48. Stab *T*

Schweissgut normalisiert bei 930 °C/30 min

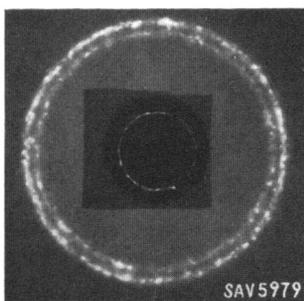


Fig. 49. Stab *AA*

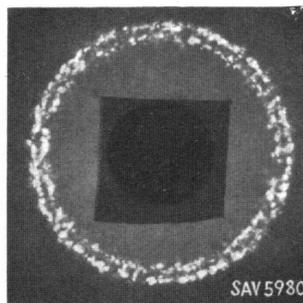


Fig. 50. Stab *W*

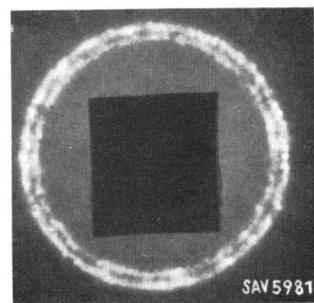


Fig. 51. Stab *T*

Schweissgut spannungsfrei gealtert bei 620 °C/2 h

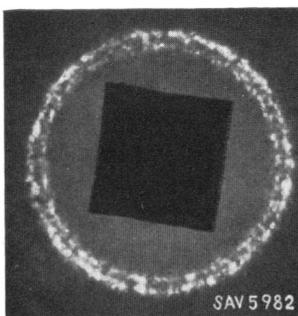


Fig. 52. Stab *AA*

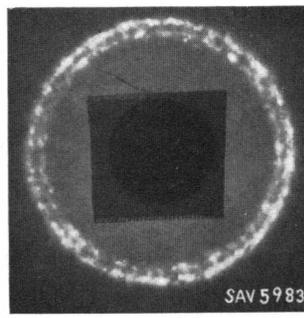


Fig. 53. Stab *W*

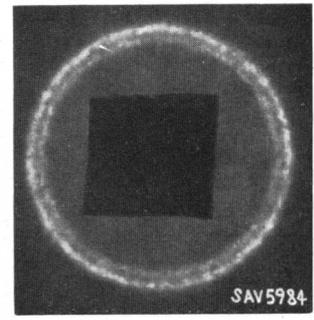


Fig. 54. Stab *T*

Schweissgut 3% gereckt und gealtert bei 250 °C/48 h

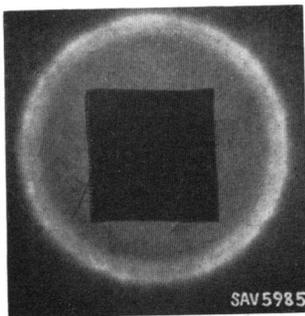


Fig. 55. Stab *AA*

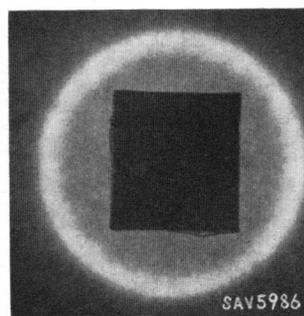


Fig. 56. Stab *W*

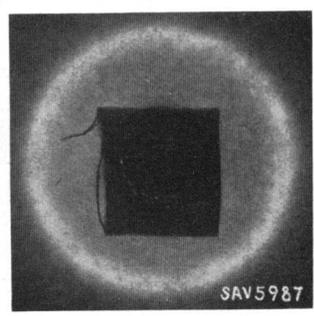


Fig. 57. Stab *T*

Schweissgut abgeschreckt aus 930 °C in H₂O von 20 °C

wobei indessen das Ausmass dieser Unvollkommenheit der Kristalle bei den verschiedenen Proben Unterschiede zeigt.

Alle 3 untersuchten Stabsorten verhalten sich bei den verschiedenen mechanisch-thermischen Nachbehandlungen weitgehend gleich günstig.

8. Das Makro- und Mikrogefüge

Die Makrogefüge des Schweissgutes der erweiterten Rechtsschweissung im Anlieferungszustand weisen durchwegs einen normalen Gefügebau auf. (Fig. 58 und 59.)

Die Verbindung mit dem Grundmetall ist überall einwandfrei. Das Schweissgut weist ein in durchaus normalen Grenzen mehr oder weniger mit feineren nichtmetallischen Einschlüssen durchsetztes Gefüge auf. Das Schweissgut ist praktisch porenfrei.

Das Mikrogefüge des Schweissgutes (Anlieferungszustand) aller drei Stäbe ist in den Fig. 61—72 dargestellt und besteht in allen Fällen aus Ferrit und Perlit. Es lässt sich wie folgt charakterisieren:*

Das Mikrogefüge ist ziemlich feinkörnig, in der Wurzelraupe vollständig umgekörrnt, an den übrigen Stellen der Naht hingegen partiell umgekörrnt mit Inseln von Widmannstättenschem Gefüge.

* Nach Angaben von Herrn Dr. Friedli, EMPA.

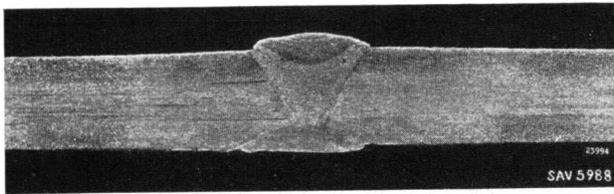


Fig. 58
Makrogefüge Schweißstab AA
Blechdicke: 12 mm Erweiterte Rechtsschweissung

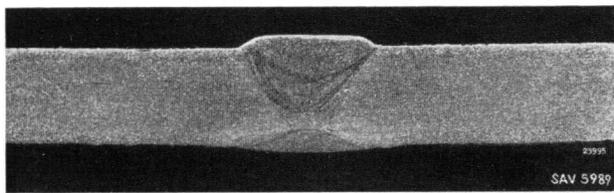


Fig. 59
Makrogefüge Schweißstab T
Blechdicke 12 mm. Erweiterte Rechtsschweissung

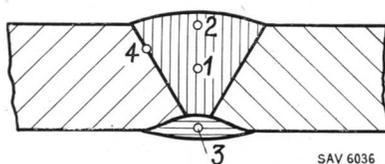


Fig. 60
Aufnahmestellen der Mikrophotografien (Fig. 61—72)

Schweissgut Stab W (Fig. 65—68)

Das Mikrogefüge ist im ganzen Nahtquerschnitt vollständig umgekörrnt und zeigt gleichmässig feines Korn.

In Nahtmitte und Kronenseite finden sich zahlreiche Stellen mit Widmannstättenschem Gefüge.

Schweissgut AA (Fig. 69—72)

Schweissnahtmitte und Kronenseite zeigen ziemlich feinkörniges, partiell umgekörrntes Gefüge mit zahlreichen Stellen von Widmannstättenschem Gefüge. Die Wurzelnaht hingegen ist vollständig umgekörrnt und feinkörnig.

Bei allen drei untersuchten Stabsorten zeigt sich, dass die Wurzelraupe vollständig umgekörrnt ist, wogegen dies bei der eigentlichen Schweissnaht nicht immer der Fall ist.

Da die kurzzeitige Brennerbehandlung von der Naht-Oberseite her ausgeführt worden ist, musste angenommen werden, dass im oberen Teil der Naht infolge Überschreitens der Normalisierungstemperatur bereits wieder ein Kornwachstum stattgefunden hat. Eingehende Untersuchungen an ofennormalisierten Proben aus Schweissgut T haben ergeben, dass bereits bei 860 °C ein vollständiges Normalisieren eintritt. (Fig. 73.) Ofennormalisieren bei 930 °C führt bereits zu nadeligem, in Widmannstättenscher Anordnung vorliegendem Ferrit.

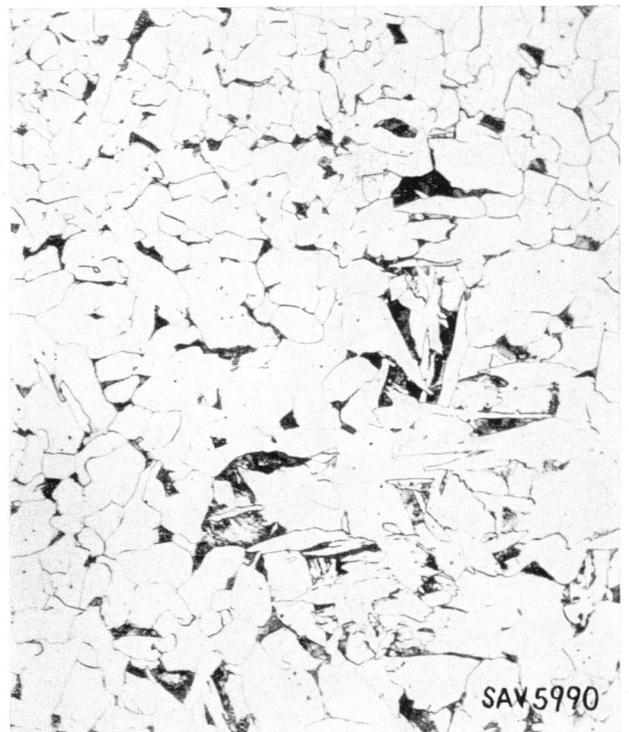


Fig. 61
Schweissgut T (Fig. 60, Pos. 1). Innen, Mitte Schweissnaht
V = 200 ×

Beurteilung: ziemlich feinkörnig, partiell umgekörrnt, mit zahlreichen Resten von Widmannstättenschem Gefüge



Fig. 62
Schweissgut *T* (Fig. 60, Pos. 2)
Decklage Aussenrand. $V = 200 \times$
Beurteilung: ziemlich feinkörnig, beginnende Umkörnung mit
noch sehr viel Widmannstättenschem Gefüge

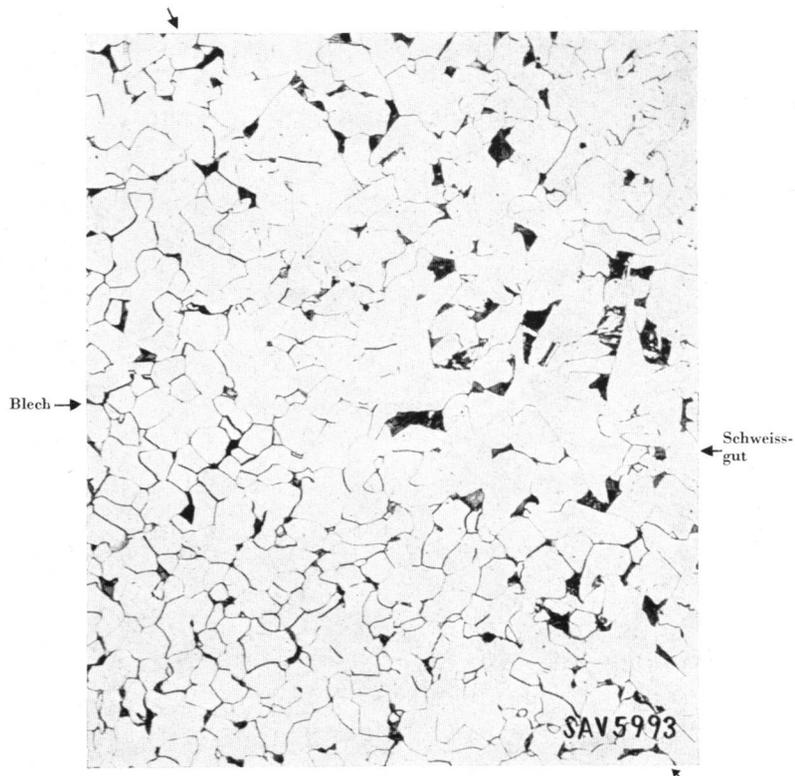


Fig. 64
Schweissgut *T* (Fig. 60, Pos. 4). Mitte Schweissnaht
Übergangszone zum Blech. $V = 200 \times$
Beurteilung: Im Schweissgut Ferrit-Perlit-Gefüge mit einzelnen
Resten von nadeligem Ferrit. Grundwerkstoff vollständig
umgekörnt

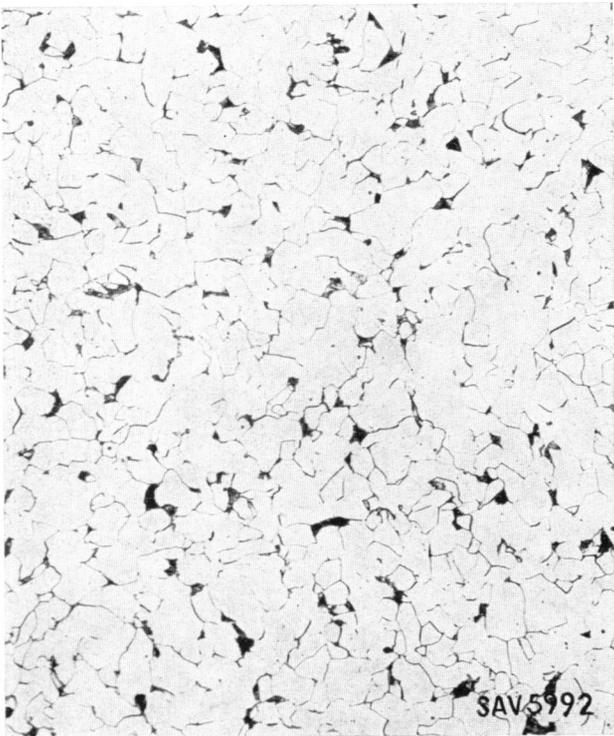


Fig. 63
Schweissgut *T* (Fig. 60, Pos. 3). Mitte Wurzellage
 $V = 200 \times$
Beurteilung: ziemlich feinkörnig, vollständig umgekörnt

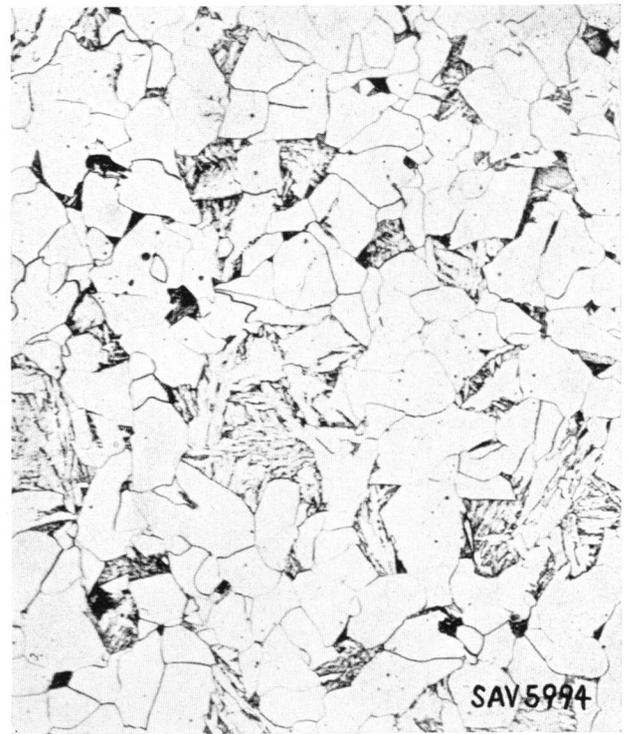


Fig. 65
Schweissgut *W* (Fig. 60, Pos. 1)
Innen, Mitte Schweissnaht, $V = 200 \times$
Beurteilung: gleichmässig feines Korn, vollständig umgekörnt.
Zahlreiche Resten von Widmannstättenschem Gefüge



Fig. 66

Schweissgut *W* (Fig. 60, Pos. 2)
Decklage Aussenrand $V = 200 \times$

Beurteilung: Vollständig normalisiert, gleichmässig feines Korn.
Zahlreiche Resten von Widmannstättenschem Gefüge

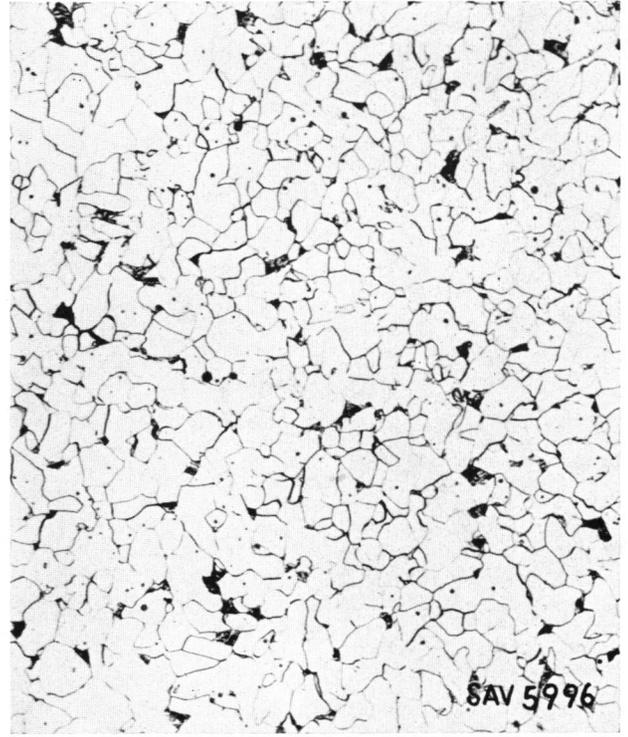


Fig. 67

Schweissgut *W* (Fig. 60, Pos. 3). Mitte Wurzellage
 $V = 200 \times$

Beurteilung: gleichmässig feines Korn, vollständig umgekört

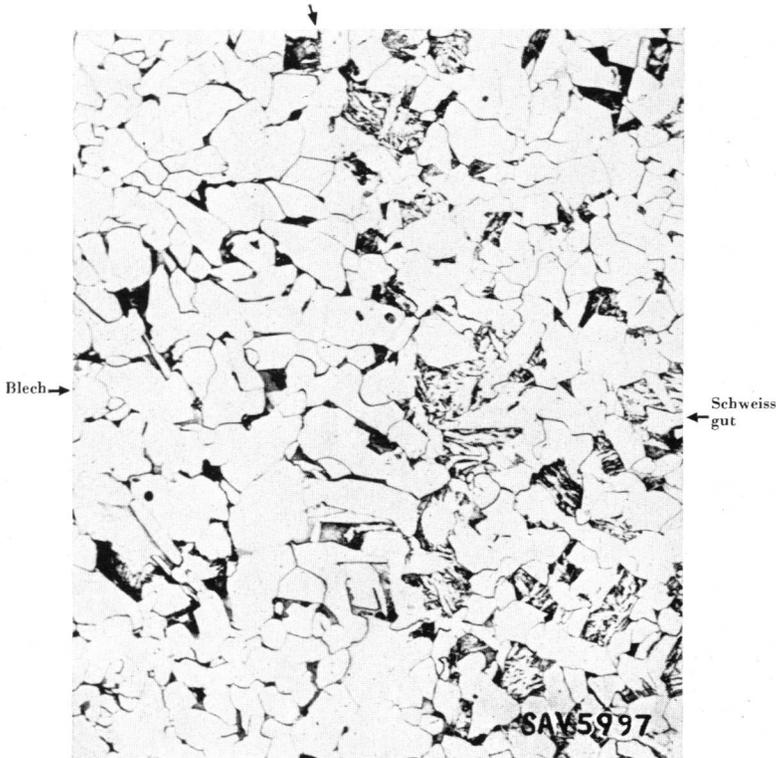


Fig. 68

Schweissgut *W* (Fig. 60, Pos. 4). Mitte Schweissnaht,
Übergangszone zum Blech. $V = 200 \times$

Beurteilung: Ferrit-Perlit-Gefüge mit einzelnen Resten von
nadeligem Ferrit im Schweissgut und Grundwerkstoff. Grund-
werkstoff vollständig umgekört



Fig. 69

Schweissgut *AA* (Fig. 60, Pos. 1)

Innen, Mitte Schweissnaht $V = 200 \times$

Beurteilung: ziemlich feinkörnig, partiell umgekört, mit
Resten von Widmannstättenschen Figuren

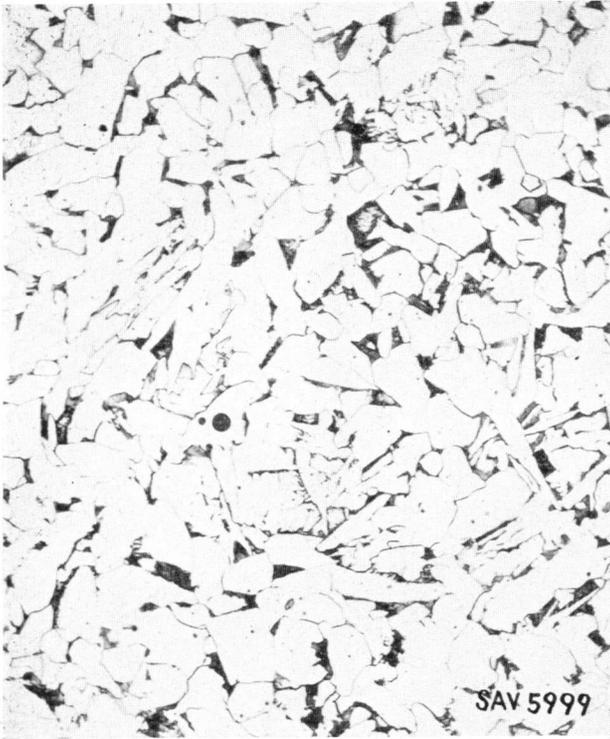


Fig. 70

Schweissgut AA (Fig. 60, Pos. 2). Decklage
Aussenrand $V = 200 \times$

Beurteilung: ziemlich feinkörnig, partiell umgekörnt, mit Resten von strahligen, Widmannstättenschen Figuren

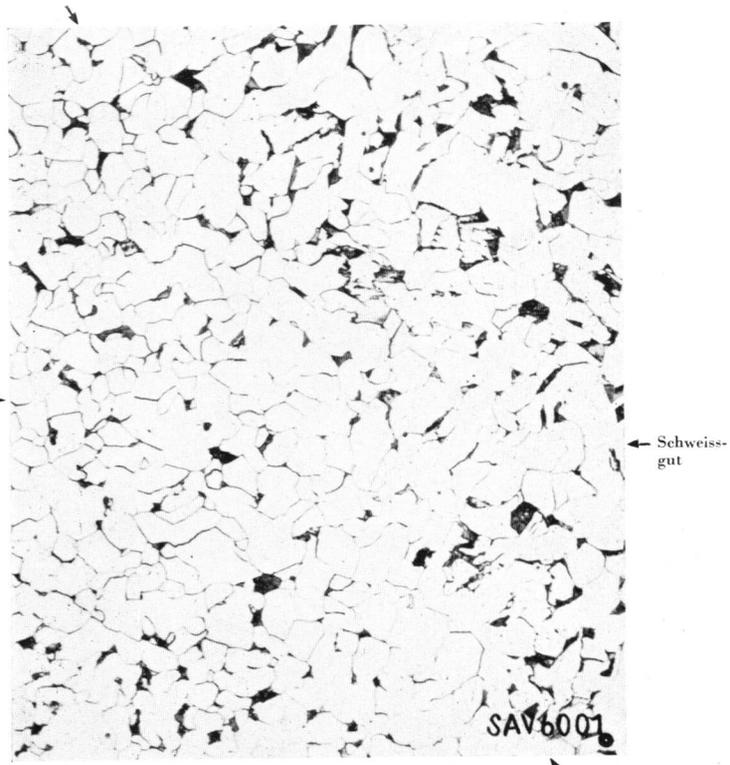


Fig. 72

Schweissgut AA (Fig. 60, Pos. 4)
Mitte Schweißnaht, Übergangszone zum Blech
 $V = 200 \times$

Beurteilung: Ferrit-Perlit-Gefüge mit einzelnen Resten von nadeligem Ferrit im Schweissgut und Grundwerkstoff. Grundwerkstoff vollständig umgekörnt

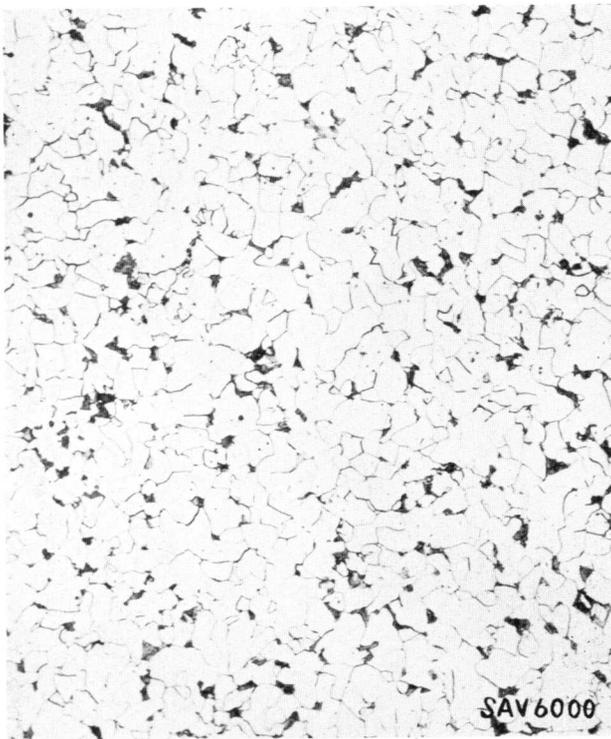


Fig. 71

Schweissgut AA (Fig. 60, Pos. 3). Mitte Wurzellage
 $V = 200 \times$

Beurteilung: Ferrit-Perlit-Gefüge in feinkörniger Ausbildung. Vollständig umgekörnt



Fig. 73

Stab W, normalisiert, 860 °C/30 min. Luftabkühlung
 $V = 200 \times$

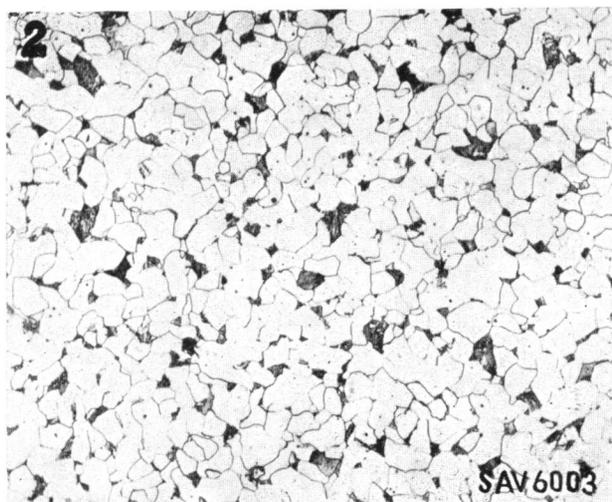


Fig. 74
Stab *W*, spannungsfrei gegläht. 620 °C/2 h. Ofenabkühlung
V = 200 ×

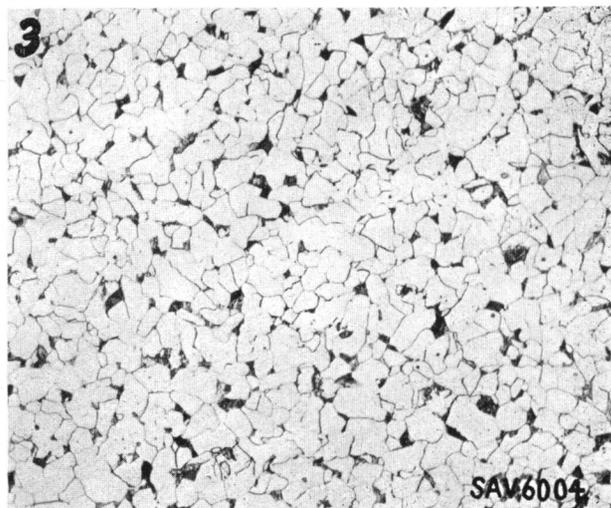


Fig. 75
Stab *W*, künstlich gealtert. 3%+250 °C/48 h. Luftabkühlung
V = 200 ×



Fig. 76
Stab *W*, abgeschreckt aus 930 °C in H₂O von 20 °C
V = 200 ×

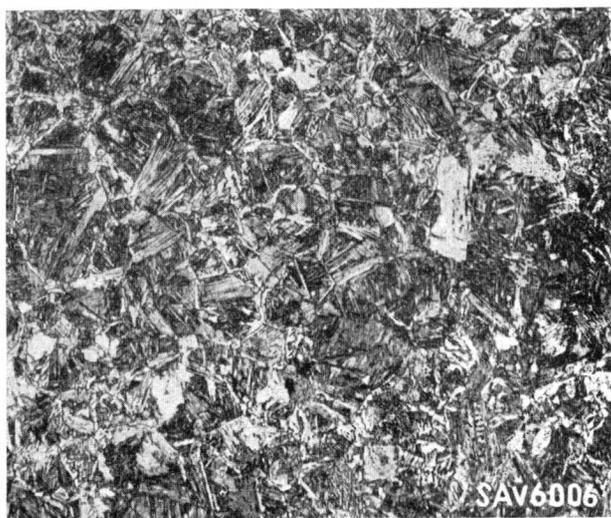


Fig. 77
Stab *T*, abgeschreckt aus 930 °C in H₂O von 20 °C
V = 200 ×

Bei den oben erwähnten «Stellen mit Widmannstättenschem Gefüge» dürfte es sich deshalb um das Ergebnis des Kornwachstums handeln, und nicht um nicht umgekehrte Überreste.

Diese Stellen mit Widmannstättenschem Gefüge scheinen jedoch z. B. die Kerbschlagzähigkeit wenig zu beeinflussen. (Tab. X.)

Das Mikrogefüge des Schweissgutes *W*, das den genannten verschiedenen thermischen bzw. mechanisch-thermischen Nachbehandlungen unterworfen worden ist, ist in den Fig. 73—77 dargestellt. Es kann wie folgt charakterisiert werden:

- *ofennormalisiert*: (860 °C / ½ h. Luftabkühlung) Feinkörniges Ferrit-Perlitgefüge. (Fig. 73)
- *spannungsfrei gegläht*: Ferrit-Perlitgefüge mit

- gleichmässig feinem Korn. Beginnende Eiformung des Perlites in körnigem Zementit. (Fig. 74)
- *künstlich gealtert*: Ferrit-Perlitgefüge mit gleichmässig feinem Korn. (Fig. 75)
- *abgeschreckt*: Feinkörniges Gefüge aus Ferrit und Sorbit mit teils nadeliger Ausbildung des Ferrits. (Fig. 76)

Die Mikroaufnahmen der Schweissgute der Stäbe *T* und *A* weisen grundsätzlich ähnliches Aussehen auf. Lediglich die abgeschreckte Probe des Schweissgutes *T* zeigt ein feinkörniges Gefüge aus Sorbit, Ferrit und wenig Martensit, welches vorwiegend nadelig ausgebildet ist. (Fig. 77) Dies ist zum Teil auf die härtende Wirkung des Chroms zurückzuführen.

Die Quasihomogenität und Isotropie des in einer einzigen Lage eingeschmolzenen Schweissgutes ist, wie dies aus den Mikrogefügeaufnahmen in den 3 Hauptebenen der Schweissnaht und für die Quasi-Isotropie aus den Diagrammen Fig. 29—31 hervorgeht, eine sehr gute. (Fig. 78)

9. Die Kerbschlagzähigkeit

Für die Bestimmung der Schlag-Biegebruch-Arbeit wurden eingekerbte Versuchsstäbe nach Mesnager, d. h. der kleine Normalstab der EMPA gemäss Fig. 16, Pos. 5, verwendet. Er wurde aus dem Schweissgut von V-Nähten an 12 mm Blechen entnommen. Die Kerbschlagzähigkeit beträgt bei einer Versuchstemperatur von + 18 °C im Anlieferungszustand und bei Kerblage «Mitte oben» im Mittel:

für Schweißstab $T \cong 18,0 \text{ mkg/cm}^2$

für Schweißstab $W \cong 20,0 \text{ mkg/cm}^2$

für Schweißstab $AA \cong 17,5 \text{ mkg/cm}^2$

Die Werte der Kerbschlagzähigkeit sind sehr hoch.

Aus den folgenden Versuchsergebnissen (Tab. X) ergibt sich, daß die *Streuung* der Kerbschlagzähigkeitswerte als gering bezeichnet werden kann. Sie ist beim Stab W — abgesehen von einem Einzelwert — am kleinsten.

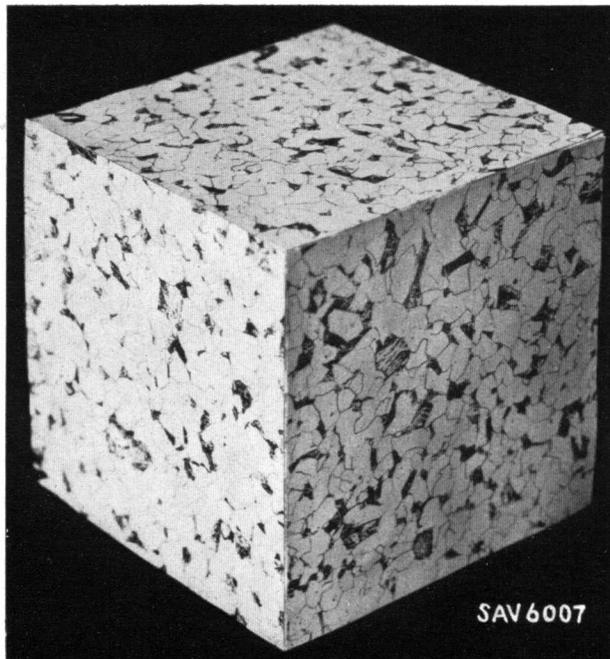


Fig. 78

Mikrowürfel. Erweiterte Rechtsschweissung. Schweissgut T . Mikrogefüge. $V = 130 \times$. Homogenität des Schweissgutes in drei Hauptrichtungen, längs, quer und hochkant. (Probenentnahme nach Fig. 17, Pos. 9)

Tabelle X
Kerbschlagzähigkeiten der Schweissgute der Stäbe T , W , und AA

Stab:	T	W	AA
Kerbschlagzähigkeit mkg/cm ²	(15,0) mkg/cm ² 16,9 » 17,9 » 18,1 » 23,2 » 17,9 »	21,9 mkg/cm ² 19,4 » 21,3 » 20,2 » 21,4 » 22,6 » (14,6) » 22,7 »	21,9 mkg/cm ² 18,0 » 16,0 » 16,4 » 20,6 » 17,5 » (15,4) » (13,8) »
Mittelwert:	18,2 mkg/cm ²	20,5 mkg/cm ²	17,5 mkg/cm ²
Kerblage:	oben Mitte	oben Mitte	oben Mitte

Tabelle XI

Stab	T			W			AA		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Kerblage. (gemäss Fig. 15)									
Schlagarbeit mkg/cm ²	15,3 14,0	16,7 14,0	16,3 17,1	17,1 16,7	22,0 18,7	18,8 16,7	18,1 16,1	17,2 16,7	15,5 16,8
Mittelwert: mkg/cm ²	14,7	15,4	16,7	16,9	20,4	17,7	17,1	17,0	16,2
Beschaffenheit der Bruchfläche (Fig. 79):	sehnig-zackig			sehnig-zackig			sehnig-zackig		

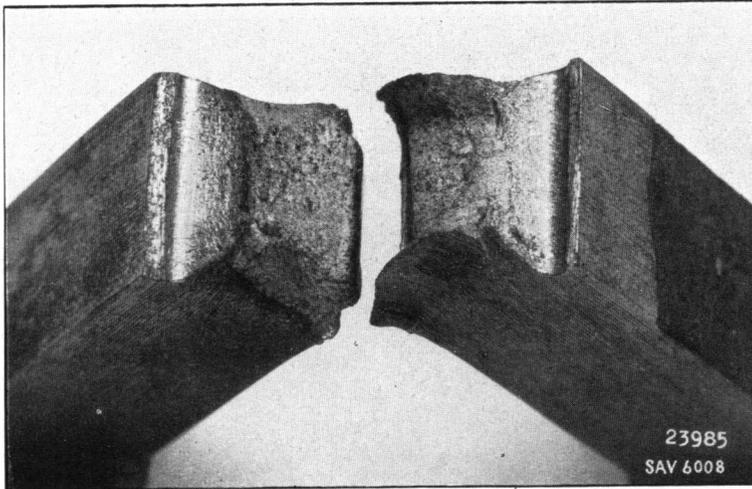


Fig. 79
Erweiterte Rechtsschweissung.
Beschaffenheit der Bruchfläche einer Kerbschlagprobe.
Kerblage: Mitte oben längs. Anlieferungszustand, Raumtemperatur
Stab $W \approx 22,0 \text{ mkg/cm}^2$, $\alpha = 53^\circ$

Versuche mit Proben verschiedener Kerblage zeigen, dass keinerlei Aufhärtungen in der Übergangszone zwischen Schweissgut und Grundmaterial vorhanden sind (Tab. XI).

Das thermisch bzw. thermisch-mechanisch nachbehandelte, der 12-mm-Stossnaht gemäss Fig. 15 entnommene Schweissgut weist bei einer Versuchstemperatur von $+18^\circ\text{C}$ nachfolgende Mittelwerte der Kerbschlagzähigkeit auf (Fig. 21—23 und Tab. V):

Tabelle XII
Kerbschlagzähigkeit nach verschiedener mechanisch-thermischen Behandlung

	Stab T mkg/cm ²	Stab W mkg/cm ²	Stab AA mkg/cm ²
a) Normalisiert bei $+930^\circ\text{C}$, 30 min Luftabkühlung	12,4	16,4	15,5
b) Spannungsfrei gegläht bei $+620^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, Ofenabkühlung. .	16,6	17,7	13,8
c) Künstlich gealtert, Reckmass 3% $+250^\circ\text{C}/48 \text{ h}$	13,5	14,4	12,8
d) Abgeschreckt aus $+930^\circ\text{C}$ in H_2O von $+20^\circ\text{C}$	11,0	13,8	15,6

Diese Werte der Kerbschlagzähigkeit können ebenfalls als hoch bezeichnet werden.

Das Schweissgut ist gegen thermische und mechanische Einflüsse praktisch unempfindlich. Die Kerbschlagzähigkeit unterschreitet in keinem Falle 11 mkg/cm^2 , und liegt bis über 120% über dem Normenwert der EMPA von $\alpha \geq 8 \text{ mkg/cm}^2$ (Fig. 14 und 15).

Bei hohen Temperaturen bis zu $+700^\circ\text{C}$ zeigt die Kerbschlagzähigkeit in Fig. 25—27 und Tab. VI bis VIII für alle 3 Stäbe ihren kleinsten Wert bei $+500^\circ\text{C}$ von $\alpha \approx 4,7 \text{ mkg/cm}^2$, was immerhin noch sehr beachtenswert ist.

Bei einer Frosttemperatur von -60°C ist die Kerbschlagzähigkeit immer noch höher als $\alpha \approx 5 \text{ mkg/cm}^2$ (Fig. 25—27).

Das Schweissgut der Stäbe T, AA und namentlich W darf praktisch als nicht nur alterungs- sondern auch frostunempfindlich bewertet werden.

10. Die Ermüdungsfestigkeit des Schweissgutes

Am Schweissgut der Stäbe T, W, AA wurden bestimmt:

- die Zug-Ermüdungsfestigkeit;
- die Biege-Ermüdungsfestigkeit;
- die Torsions-Ermüdungsfestigkeit.

Die Ergebnisse sind in Tab. XIII zusammengestellt und in den Diagrammen Fig. 81—83 graphisch dargestellt.

Zu den einzelnen Versuchen ist folgendes zu sagen:

a) Die Zug-Ermüdungsfestigkeit: Alle Werte wurden für $n = 10^6$ Lastwechsel bestimmt. Stabdurchmesser: 5 mm.

α) Ursprungsfestigkeit auf Zug ${}_e\sigma_{0z}^+$.

Probestab gemäss Fig. 17, Pos. 12 und Fig. 18, Pos. b, Pulsator Amsler* (Hochfrequenzmaschine $f = 9000 - 11\,800/\text{min}$). Die Zug-Ursprungsfestigkeit ${}_e\sigma_{0z}^+$ des Schweissgutes aller drei Stäbe liegt im Anlieferungszustand bei ${}_e\sigma_{0z}^+ \approx 30 \text{ kg/mm}^2$. (Fig. 21—23, Tab. V.) Fig. 80 zeigt die Bruchfläche einiger Probestäbe. Die Höchstwerte von ${}_e\sigma_{0z}^+$ weist das aus 930°C im Wasser von $+20^\circ\text{C}$ abgeschreckte Schweissgut (${}_e\sigma_{0z}^+ \approx 35 \text{ kg/mm}^2$) auf, sowie das im künstlich gealterten Zustand (${}_e\sigma_{0z}^+ \approx 34 \text{ kg/mm}^2$).

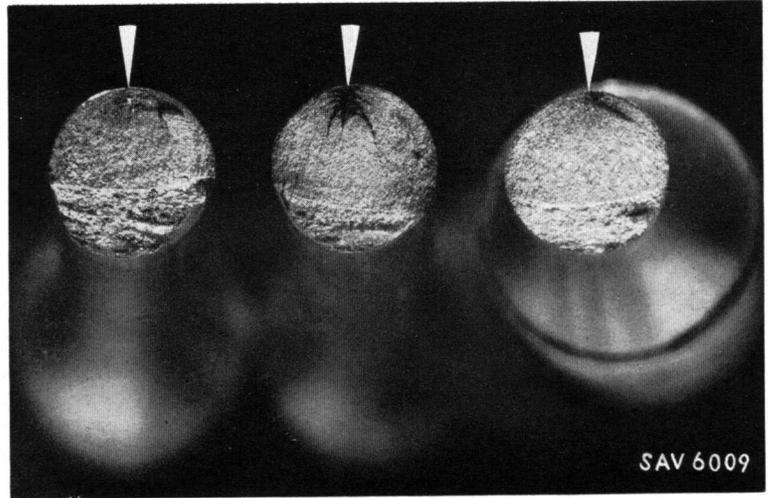
β) Schwingungsfestigkeit auf Zug-Druck ${}_e\sigma_{\pm dz}$.

Probestab gemäss Fig. 16, Pos. 4. Stabdurchmesser: 5 mm. Vielprobenmaschine Schenck, $f = 700/\text{min}$.

* Die Erfahrung zeigt, dass die mit derartigen raschlaufenden Maschinen erzielten Resultate 5—10% höher liegen, als bei «Langsamläufern». Dies ist bei der Beurteilung der nachfolgenden Resultate zu bedenken.

Fig. 80

Ansicht der Bruchfläche von Probestäben
(Ursprungsfestigkeit auf Zug)



Die Schwingungsfestigkeit des Schweissgutes im Anlieferungszustand beträgt für die Stäbe (Fig. 81 bis 83, Tab. XIII):

Stab *T*: $e\sigma_{\pm dz} \cong \pm 22 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 81)

Stab *W*: $e\sigma_{\pm dz} \cong \pm 21 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 82)

Stab *AA*: $e\sigma_{\pm dz} \cong \pm 22 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 83)

γ) *Schwellfestigkeit* $e\sigma_{+\frac{1}{2}z}$

Probestab gemäss Fig. 17, Pos. 12, Pulsator Amsler; $f = 10\,000/\text{min}$.

Die Versuche ergaben:

Stab *T*: $e\sigma_{+\frac{1}{2}z} \cong 43 - 21,5 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 81)

Stab *W*: $e\sigma_{+\frac{1}{2}z} \cong 41 - 20,5 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 82)

Stab *AA*: $e\sigma_{+\frac{1}{2}z} \cong 43 - 21,5 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 83)

b) *Biege-Ermüdungsfestigkeit*. Rundstab 5 mm \varnothing , Vielprobenmaschine Schenck $f = 700/\text{min}$; Gesamtzahl der Spannungswechsel $n = 10^6$. Probestab nach Fig. 16, Pos. 7 und Fig. 18, Pos. *c*.

α) *Biege-Ermüdung durch Ursprungsbelastung* $e\sigma_{\pm b}^+$

Die Biege-Ursprungsfestigkeit im Anlieferungszustand wurde wie folgt aus dem Quotienten $\frac{M_b}{W}$ ermittelt (unhomogene Spannungsverteilung im elastischen Gebiet):

für Stab *T*: $e\sigma_{\pm b}^+ \cong 43 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 81)

für Stab *W*: $e\sigma_{\pm b}^+ \cong 45 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 82)

für Stab *AA*: $e\sigma_{\pm b}^+ \cong 44 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 83)

Unter der Voraussetzung des Spannungsausgleichs im Querschnitt infolge plastischer Verformung der stärker beanspruchten Randfasern ergibt sich die rechnerische Beanspruchung zu:

$$e\sigma_{\pm b}^+ \text{ eff.} = \frac{1 M_b}{1,5 W},$$

Aus den obigen drei Werten ergibt sich als Mittelwert:

$$e\sigma_{\pm b}^+ \cong \begin{array}{l} 43 \text{ (Stab } T) \\ 45 \text{ (Stab } W) \\ 44 \text{ (Stab } AA) \end{array}$$

$$\frac{132 : 3}{1} = 44 \text{ kg/mm}^2$$

Die rechnerische Beanspruchung wird: $e\sigma_{\pm b}^+ \text{ eff.} \cong \frac{44}{1,5} \cong 29,5 \text{ kg/mm}^2$.

Die rechnerische Beanspruchung bei Biege-Ermüdung durch Ursprungsbelastung $e\sigma_{\pm b}^+ \text{ eff.} \cong e\sigma_{\pm b}^+$ stimmt mit der Ursprungsfestigkeit auf Zug überein.

β) *Biege-Ermüdung durch*

Schwingungsbelastung $e\sigma_{\pm b}$

Die Mittelwerte der Biege-Schwingungsfestigkeit betragen nach Berechnung aus $\frac{M_b}{W}$:

für Stab *T*: $e\sigma_{\pm b} \cong \pm 26 \text{ kg/mm}^2$

für Stab *W*: $e\sigma_{\pm b} \cong \pm 24 \text{ kg/mm}^2$

für Stab *AA*: $e\sigma_{\pm b} \cong \pm 24 \text{ kg/mm}^2$

c) *Torsions-Ermüdungsfestigkeit*. Rundstab 5 mm Durchmesser, Ermüdungsmaschine Schenck. Anzahl der Lastwechsel: 700/min, Gesamtzahl der Spannungswechsel $n = 10^6$. (Probestab nach Fig. 16, Pos. 6 und Fig. 18, Pos. *d*.)

α) *Torsions-Ermüdung durch*

Ursprungsbelastung $e\tau_{\pm t}^+$

Die Messungen ergaben für die Schweissgute der drei Stäbe nach Berechnung aus $\frac{M_t \cdot r}{J_p}$

Stab *T*: $e\tau_{\pm t}^+ \geq 22,0 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 81)

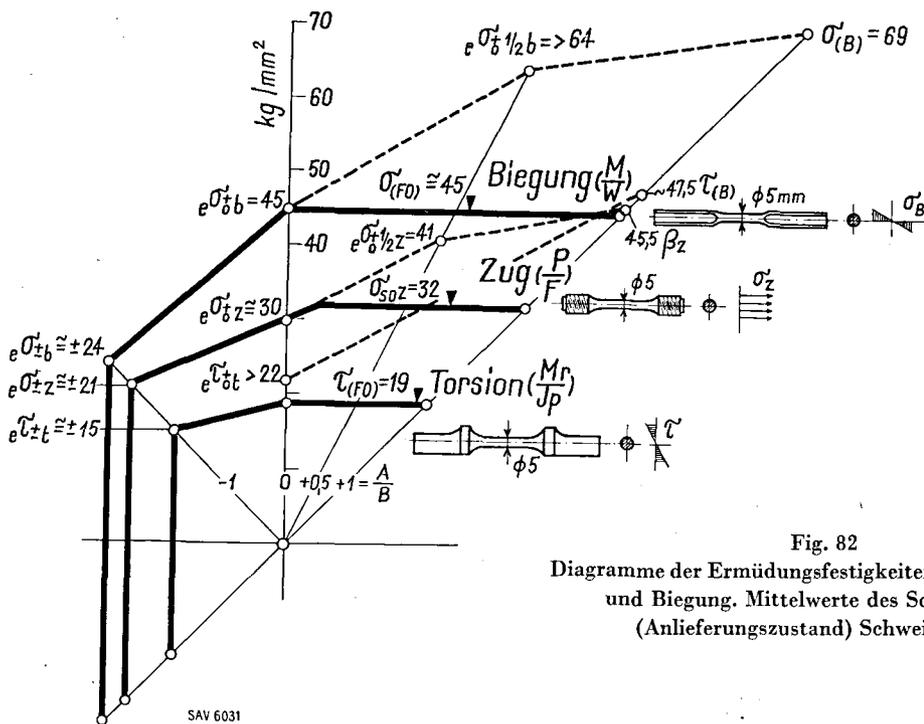
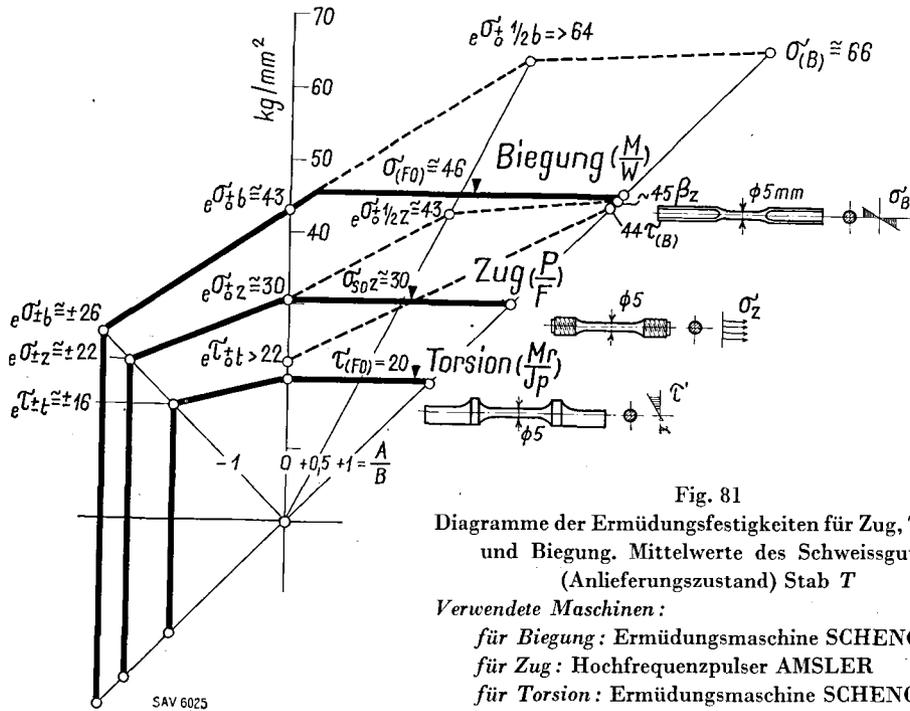
Stab *W*: $e\tau_{\pm t}^+ \geq 22,0 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 82)

Stab *AA*: $e\tau_{\pm t}^+ \geq 22,0 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 83)

Bei der Prüfung der Stäbe *T* und *AA* musste der Versuch nach 1×10^6 Lastwechseln abgebrochen werden, da das Torsionsmoment infolge von starker fortgeschrittener Verdrehung (Fließen) der Probestäbe nicht mehr weiter erhöht werden konnte.

Berücksichtige ich die über dem Querschnitt herrschende ungleichförmige Belastung durch Berechnung nach Ludwik-Karman,

$$e\tau_{\pm t}^+ \text{ eff.} = \frac{3}{4} \cdot \frac{M_t \cdot r}{J_p}$$



so erhalte ich: $\sigma_{0t}^{+ eff.} = 16,5 \text{ kg/mm}^2$. Vergleiche ich diesen Mittelwert mit demjenigen, den ich für die Ursprungsfestigkeit auf Zug ermittelt habe, so ergibt sich:

$$\frac{e\tau_{0t}^{+}}{e\sigma_{0z}^{+}} = \frac{16,5}{30,0} = 0,56 \text{ statt } 0,58 \text{ (genauer } \frac{1}{\sqrt{3}} =$$

0,578). Dies ist in guter Übereinstimmung mit der von der EMPA verallgemeinerten Bruchtheorie von Mohr.

β) Torsions-Schwingungsfestigkeit $e\tau_{\pm t}$

Sie wurde für das Schweissgut der drei Stäbe ermittelt zu:

Stab T: $e\tau_{\pm t} \cong \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 81)

Stab W: $e\tau_{\pm t} \cong \pm 15 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 82)

Stab AA: $e\tau_{\pm t} \cong \pm 15 \text{ kg/mm}^2$ (Fig. 83)

Der Mittelwert $e\tau_{\pm t} \cong 15 \text{ kg/mm}^2$ der Torsions-Schwingungsfestigkeit der drei Stäbe erreicht somit das 0,60fache (statt 0,578) des Mittelwertes $e\sigma_{\pm b} \cong 25 \text{ kg/mm}^2$ der Biege-Schwingungsfestigkeit. Dies

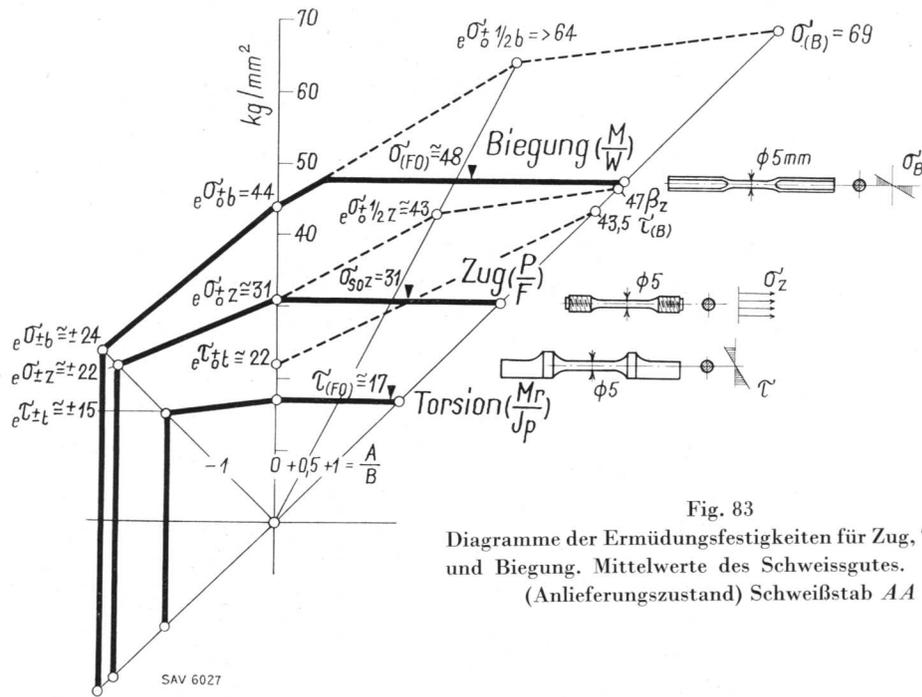


Fig. 83
Diagramme der Ermüdungsfestigkeiten für Zug, Torsion
und Biegung. Mittelwerte des Schweissgutes.
(Anlieferungszustand) Schweißstab AA

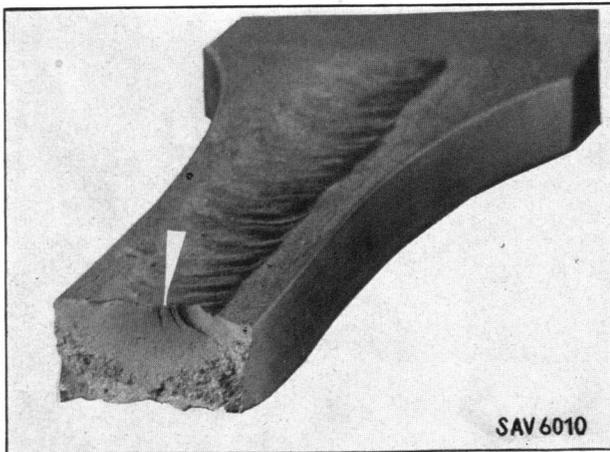


Fig. 84
Ursprungsfestigkeit. Schweissnaht längs (EMPA Nr. 25 820).
Der Pfeil zeigt die Ausgangsstelle des Ermüdungsbruches

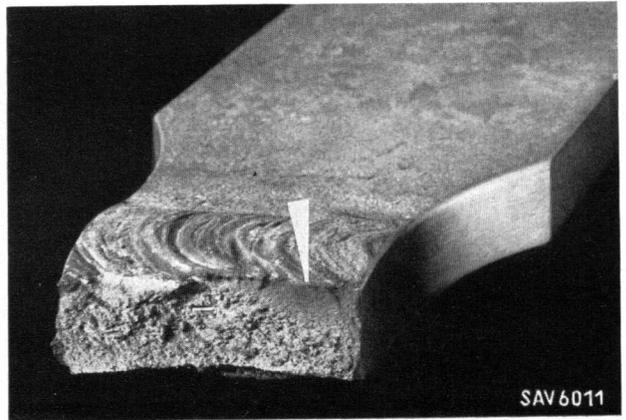


Fig. 85
Druck-Zug-Schwingungsfestigkeit. Schweissnaht quer
(EMPA Nr. 25 819)
Der Pfeil zeigt die Ausgangsstelle des Ermüdungsbruches

ist in guter Übereinstimmung mit der von der EMPA verallgemeinerten Bruchtheorie von Mohr.

Die Gesamtmittelwerte sämtlicher Ermüdungsfestigkeiten der Schweissgute *T*, *W* und *AA* auf Zug, Biegung und Torsion sind in den Fig. 81 bis 83 graphisch dargestellt. Die Begrenzung nach oben — Grenzwert $\frac{A}{B}$ = statische Belastung — erfolgt durch die jeweilige statische Fließgrenze auf Torsion, Zug und Biegung.

Die Ermüdungsdiagramme der Schweissgute *T*, *W* und *AA* zeigen ähnlichen Verlauf und sind in den Fig. 81—83 graphisch dargestellt.

Sämtliche Werte der Ermüdungsfestigkeiten sind als hoch zu bewerten. Tabelle XIII (Seite 46)

11. Die Ermüdungsfestigkeit des geschweißten Stumpfstosses

Untersucht wurden die Stäbe mit winkelrecht und parallel zur Kraftwirkung geschweisstem Stumpfstoss. Dabei wurde ermittelt:

1. Die Zug-Ursprungsfestigkeit $e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm}$ der unbearbeiteten Bleche der Qualität M I im Anlieferungszustand $e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm} \cong 24 \text{ kg/mm}^2$.
2. Die Ursprungsfestigkeit $e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm}$ des winkelrecht auf Zug beanspruchten, unbearbeiteten, erstklassig geschweissten Stumpfstosses (Fig. 15), für Schweissung in normaler Lage:

$$\begin{aligned}
 e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm} &\cong 19 - 21 \text{ kg/mm}^2 \text{ für Stab } T \\
 e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm} &\cong 19 - 20 \text{ kg/mm}^2 \text{ für Stab } W \\
 e\sigma_{\perp 0 z}^{\pm} &\cong 19 - 20,5 \text{ kg/mm}^2 \text{ für Stab } AA
 \end{aligned}$$

Tabelle XIII
 Ermüdungsfestigkeiten des Schweißgutes der Stäbe T, W, AA, (Mittelwerte), erweiterte Rechtsschweißung,
 1×10^6 Lastwechsel
 Zum Vergleich sind ebenfalls einige statische Festigkeitswerte aufgeführt

	Berechnung	Stab T	Stab W	Stab AA	Prüfmaschine
A. Zug					
$e\sigma_{\pm z}$ kg/mm ²	$\frac{P_U}{F_0}$	± 22	± 21	± 22	Hochfrequenzpulsler
$e\sigma_0^+ z$ kg/mm ²	$\frac{P_B}{F_0}$	30	30	31	«Amsler»
$e\sigma_{+1/2 z}$ kg/mm ²	$\frac{P_B}{F_0}$	43	41	43	
σ_{SO} kg/mm ²	$\frac{P_s}{F_0}$	30	32	31	—
β_z kg/mm ²	$\frac{P_{max}}{F_0}$	45	45,5	47	—
B. Torsion					
$e\tau_{\pm t}$ kg/mm ²	$\frac{M_t \cdot r}{J_p}$	± 16	± 15	± 15	Torsions-Schwingungs- Maschine Schenck
$e\tau_0^+ t$ kg/mm ²	$\frac{M_t \cdot r}{J_p}$	22	22	22	
$e\tau_{+1/2 t}$ kg/mm ²	—	nicht ermittelt	—	—	
τ_{FO} kg/mm ²	{ Ludwik- V. Karman	16	17	17	—
$\tau(F0)$ kg/mm ²	$\frac{M_t \cdot r}{J_p}$	19,5	19	17	—
τ_B kg/mm ²	$\frac{3}{4} \cdot \frac{M_t \cdot r}{J_p}$	33	35	32	—
$\tau(B)$ kg/mm ²	$\frac{M_t \cdot r}{J_p}$	44,5	47,5	43,5	—
C. Biegung					
$e\sigma_{\pm b}$ kg/mm ²	$\frac{M_b}{W}$	± 26	± 24	± 24	Vielprobenmaschine
$e\sigma_0^+ b$ kg/mm ²	$\frac{M_b}{W}$	43	45	44	Schenck
$e\sigma_{+1/2 b}$ kg/mm ²	$\frac{M_b}{W}$	64	64	64	
σ_{FU} kg/mm ²	{ Herbert Bach Baumann	30,7	29,8	29,8	—
σ_{FO} kg/mm ²	{ Herbert Bach Baumann	38,0	39,0	37,5	—
$\sigma(F0)$ kg/mm ²	$\frac{M_b}{W}$	46	45	48	—
$\sigma(B)$ kg/mm ²	$\frac{M_b}{W}$	66	69	69	—
σ_B kg/mm ²	$\frac{2}{3} \frac{M_b}{W}$	44	46,4	46,4	—

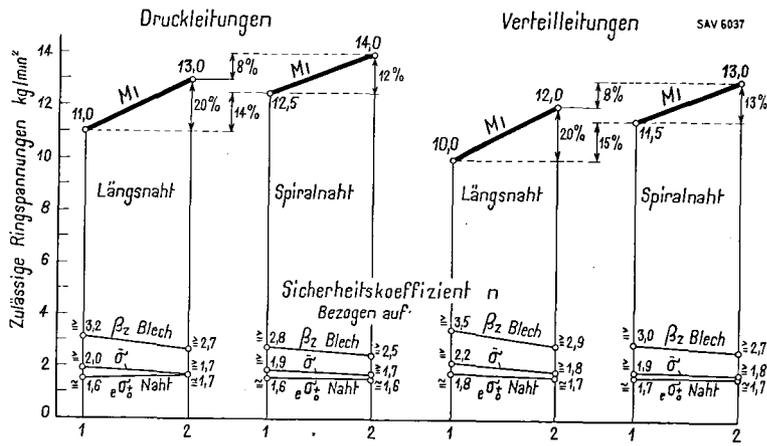


Fig. 87

Zulässige Ringspannungen und Sicherheitskoeffizienten für Längsnähte und Spiralnähte an **Druckleitungen** und **Verteilleitungen**
 Blechqualität: $MI = \beta_z = 35-44 \text{ kg/mm}^2$
 1 = unbearbeitete, ungeglühte Nähte
 2 = blecheben bearbeitet, spannungsfrei gegläht

Fig. 88

Längsnähte und Spiralnähte an **Dampfkesseln** und **Druckbehältern**. Schweißung der Güteklasse I. 1945. X- oder V-Naht mit Wurzelschweißung

Zulässige Ringspannungen und Sicherheitskoeffizienten, bezogen auf den Betriebsdruck, bzw. Fülldruck

- 1 = ungeglühte Nähte
 - 2a = spannungsfrei geglähte Nähte
 - 2b = blecheben bearbeitete, spannungsfrei geglähte Nähte
- Blechqualität: $MI = \beta_z = 35-44 \text{ kg/mm}^2$

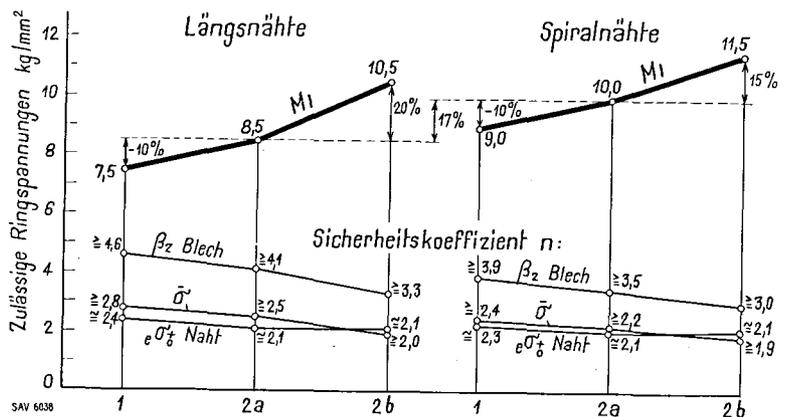
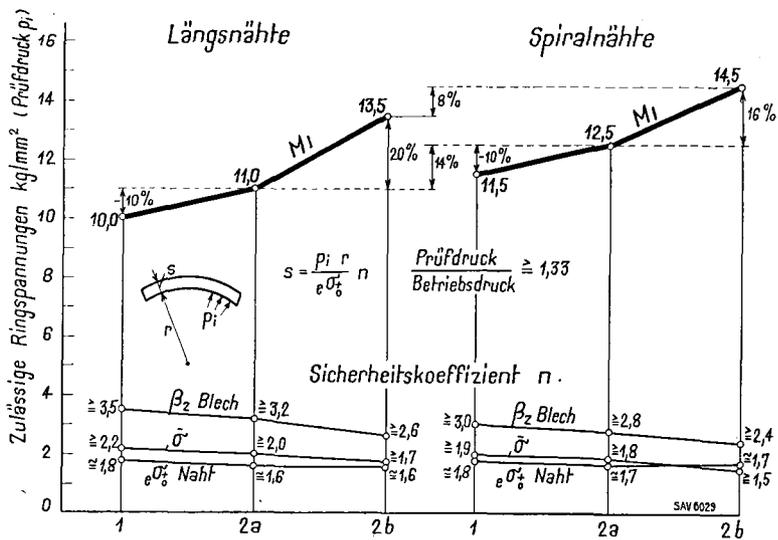


Fig. 89

Längsnähte und Spiralnähte an **Tankwagenbehältern**. Schweißung der Güteklasse I. 1945. X- oder V-Naht ohne Wurzelschweißung
 Zulässige Spannungen und Sicherheitskoeffizienten, bezogen auf den Prüfdruck

- 1 = ungeglühte Nähte
 - 2a = spannungsfrei geglähte Nähte
 - 2b = spannungsfrei gegläht, blecheben bearbeitete Nähte
- Blechqualität: $MI = \beta_z = 35-44 \text{ kg/mm}^2$



KAPITEL VI

Zusammenfassung und Schlusswort

Es hat sich bei der Durchführung der Versuche gezeigt, dass das Studium und die Entwicklung von verbesserten Zusatzwerkstoffen in Verbindung mit der «erweiterten Rechtsschweissung» äusserst fruchtbringend war; und es ist mit Bestimmtheit zu erwarten, dass sich daraus in den kommenden Jahren noch weitere wertvolle Fortschritte ergeben werden.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Festigkeits- und Verformungseigenschaften des mit «erweiterter Rechtsschweissung» niedergeschmolzenen Schweissgutes der Stäbe *T*, *W* und *AA* im Anlieferungszustand den Anforderungen der EMPA an ein erstklassiges Schweissgut normaler Güte vollauf Genüge leisten und diese grösstenteils weit übertreffen.

*

Die *Charakteristiken* der statischen und dynamischen Verformungseigenschaften im *Anlieferungszustand* lauten:

— die metallurgisch zweckmässige Zusammensetzung, die eine ruhige Schmelze und dadurch ein praktisch porenfreies Schweissgut ergibt.

Die Schweißstäbe *T*, *W* und *AA* — insbesondere *W* und *AA* — genügen den höchsten Ansprüchen an einen erstklassigen Schweißstab für die Schweissung des Konstruktionsstahls M I ($\beta_z = 35\text{--}44 \text{ kg/mm}^2$). Sie haben sich in der Praxis sowohl bei Schweissungen in normaler Lage, als auch bei Überkopfschweissungen in jeder Beziehung bewährt.

Beim «Stab» *W*, welcher mit Molybdän legiert ist, bestätigt sich die bereits auf anderen Gebieten (Eisenbahnschienen) beobachtete wohltuende Wirkung dieses Elementes auf die Festigkeits- und Verformungseigenschaften.

*

Das als «erweiterte Rechtsschweissung» definierte Arbeitsverfahren ist mit jener Zuverlässigkeit durchführbar, die für Qualitätsschweissungen gefordert werden muss. Die damit erzielten Festig-

Tabelle XIV

Statische und dynamische Eigenschaften des Schweissgutes

	Stab <i>T</i>	Stab <i>W</i>	Stab <i>AA</i>	
Vickershärte H_v	ca. 150	135	140	kg/mm ²
Zugfestigkeit β_z	ca. 44,5	45,5	47	kg/mm ²
Obere Streckgrenze σ_{SO}	ca. 30	32	31	kg/mm ²
Untere Streckgrenze (2 ⁰ / ₁₀₀ -Grenze) σ_{SU}	ca. 27	29	29	kg/mm ²
Proportionalitätsgrenze (0,05 ⁰ / ₁₀₀ -Grenze) σ_{zP}	ca. 27	32	31	kg/mm ²
Bruchdehnung λ_3	ca. 31	35	30	%
Einschnürung φ	ca. 70	55	50	%
Arbeitswert $C_5 = \beta_z \cdot \lambda_3$	ca. 14	16	14	kg mm/mm ³
Elastizitätsmodul E	ca. 20 000	21 000	21 000	kg/mm ²
Kerbschlagzähigkeit α	ca. 18	20	17	kgm/cm ²
Ursprungsfestigkeit σ_0^+	ca. 29	30	30	kg/mm ²

Die Ermüdungsfestigkeit des gegen mechanische und thermische Einflüsse — hinsichtlich Alterung, Abschreckung und Frost — praktisch unempfindlichen Schweissgutes liegt allgemein hoch.

*

Als Vorzüge des Schweissgutes der Schweißstäbe *T*, *W* und *AA* sind hervorzuheben:

- die schwachlegierte (Mo, Cr, Cu) manganreiche, kohlenstoffarme, sehr reine, P- und S-arme Zusammensetzung;
- das günstige Abschmelzverhalten, das sich vorzüglich für das ruhige, funken- und praktisch schlackenfreie Schmelzen der Stäbe in der reduzierenden Gashülle der Acetylen-Sauerstoffflamme ohne schädlichen Abbrand eignet;

keits- und Verformungseigenschaften liegen bedeutend über den bisher für Autogenschweissungen bekannten Werten. Insbesondere sind die Kerbschlagzähigkeitswerte in bezug auf Höhe und Gleichmässigkeit bemerkenswert.

*

Die vorliegenden Versuche haben weiter den eindeutigen *Nachweis der Äquivalenz* der Festigkeits- und Verformungswerte von autogen geschweissten Stählen der Güteklasse M I von Blechdicken ≤ 20 mm gegenüber elektrisch geschweissten Stählen der gleichen Güteklasse erbringen können. Sie geben Aufschluss über die Frage der *Gleichwertigkeit der blechen bearbeiteten Schweissverbindung mit dem Grundmaterial Stahl*.

*

Im Zusammenhang mit der vorliegenden Arbeit wurden zahlreiche *Bestimmungen des Wasserstoffgehalts* des Schweissgutes der Stäbe *T, W* und *AA*, sowie von Elektroden schweizerischer Provenienz mittels Heisseextraktion bei 250 °C vorgenommen. Es hat sich gezeigt, dass der Wasserstoffgehalt von autogenen und elektrischen Einlagen-, und Mehrlagenschweissungen und auch der «erweiterten Rechtsschweissung» in gleicher Höhe von 4—10 bzw. 2—4 cm³ Wasserstoff pro 100 Gramm

Schweissgut liegen. Die bis auf 10 000 Stunden nach dem Schweißen ausgedehnten Beobachtungen zeigen das bereits bekannte Absinken des Wasserstoffgehaltes infolge Diffusion.

Neu dagegen war die Feststellung, dass beim Einlagenschweissgut an Stahl eine deutliche Korrelation zwischen Wasserstoffgehalt und Kerbschlagzähigkeit besteht.

Über diese Arbeiten berichte ich in einer separaten Publikation (13).

Literaturverzeichnis

- [1] *Buchholz*, Z. Autog. Metallbearb. Bd. 24(1931) S. 288.
- [2] *Streb und Kemper*, Z. Autog. Metallbearb. Bd. 26(1933).
- [3] *Matting-Otte*, Z. Autog. Metallbearb. Bd. 29(1936) S. 289.
- [4] *Czernasty*, Idem. Bd. 30(1937) S. 237—246.
- [5] *C. Stieler*, Idem. Bd. 32(1939).
- [6] *E. Henrion*, Z. f. Schweisstechnik. Bd. 29(1939) S. 11.
- [7] *Keel C. F.* Idem. Bd. 34(1944) S. 266 ff.
- [8] *Keel C. F.* Idem. Bd. 35(1945) S. 26.
- [9] *Keel C. F.* «Der praktische Autogenschweisser» 6. Aufl. 1945, S. 131.
- [10] *Prof. Dr. M. Roš.* Diskussionsbericht Nr. 156, EMPA Zürich, 1946. «Die Festigkeit und Sicherheit der Schweissverbindungen.»
- [11] *Prof. Dr. M. Roš.* Bericht Nr. 160, EMPA Zürich, 1947. «La fatigue des métaux.»
- [12] *Prof. Dr. M. Roš.* Bericht Nr. 161, EMPA Zürich, 1948. «La fatigue des soudures.»
- [13] *Keel.* «Der Gasgehalt von Schweissgut», 1950.

Abriss des Lebens- und Bildungsganges

Geboren in Fribourg am 18. März 1911 als Sohn von Ing. C. F. Keel, Professor am dortigen Technikum, besuchte ich in Basel die Primarschule und das Realgymnasium und bestand 1930 die Maturitätsprüfungen.

Nach zweijähriger Bankpraxis trat ich im Herbst 1932 in die Eidgenössische Technische Hochschule über, wo ich das Studium an der Abteilung für Elektrotechnik aufnahm. Im Herbst 1936 diplomierte ich als Elektro-Ingenieur.

Meine Praxis umfasste:

- 1935 Werkpraxis bei der Firma British Oxygen Co., London;
- 1937—1938 bei der Firma Standard Telephon & Radio AG., Zürich-Wollishofen, mit mehrmonatigen Arbeitsaufenthalten in Antwerpen und Berlin;
- 1939—1942 beim Schweizerischen Acetylenverein in Basel als Ingenieur für schweisstechnische Untersuchungen und technische Beratungen; Lehrer an der Schweisserschule;
- 1942—1944 bei der Firma Micafil AG., Zürich-Altstetten, als Verkaufsingenieur;
- 1944—1946 Direktionsadjunkt beim Schweizerischen Acetylenverein in Basel; seit 1946 Direktor.

Im Zusammenhang mit dieser Tätigkeit ist diese Arbeit im Jahre 1946 in Angriff genommen worden. Ihr experimenteller Teil ist vorwiegend in den Laboratorien der Eidgenössischen Materialprüfungsanstalt in Zürich durchgeführt und 1948 abgeschlossen worden.