

Makarov, E.L. (Kand. d. techn. Wiss.),  
Gospodarevskij, V.I. (Ing.)

UNTERSUCHUNG ÜBER DEN EINFLUSS DES RESTAUSTENITZERFALLS AUF DIE  
BILDUNG VON KALTRISSEN BEIM SCHWEISSEN

Übersetzung aus:

Pročnost' svarnych konstrukcij. Pod. red.  
G.A. Nikolaeva  
Moskva: 1966, S. 143 - 150.

Russ.: ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАСПАДА ОСТАТОЧНОГО  
АУСТЕНИТА НА ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН  
ПРИ СВАРКЕ

Issledovanie vlijanija raspada ostatočnogo austenita na  
obrazovanie cholodnych tresčin pri svarke

Der Zerfall des Restaustenits während der Bildung von Kaltrissen beim Schweißen ist das Thema vieler Arbeiten. Am einleuchtendsten ist die Hypothese, daß sich Unternahtrisse bilden; diese Hypothese, in Arbeit [7] dargelegt, betrachtet den Zerfall des Restaustenits als einen wichtigen Faktor der Rißbildung. In dieser Arbeit wurden niedriglegierte Stahlproben untersucht, auf die eine Schweißbraupe aufgeschweißt wurde. Nach dem Schweißen wurden die Proben mit Wasserstoff elektrolytisch gesättigt. Durch eine solche Behandlung bildeten sich Unternahtrisse sowie Risse an der Oberfläche der Proben, wo die erhabene Schweißbraupe in den Grundwerkstoff übergeht. Beide Rißformen liegen entlang der Schmelzlinie zwischen Schweißnaht und Grundmetall. Nur die erste Art stellt man am Längsschliff, die zweite an der Probenoberfläche fest.

**Übersetzungsstelle  
der Universitätsbibliothek Stuttgart**

In Proben ohne Wasserstoffsättigung bilden sich keine Risse. Dauert die Sättigung 24 h, nimmt die Anzahl der Unternahtrisse um die Hälfte ab, und nach 6 Tagen sind sie völlig verschwunden. Proben, in denen die Restaustenitumwandlung vor dem Hydrieren durch Anlassen auf 540°C oder durch Unterkühlen bis auf Flüssiglufttemperatur für eine Stunde intensiviert wurde, wiesen keine Unternahtrisse auf. In jedem Fall entstanden jedoch gleich starke Risse an der Schmelzlinie, mit Ausnahme der rückgeglühten Proben. Die geringere Anzahl an Unternahtrissen in Abhängigkeit von der Haltezeit und ihr Ausbleiben bei Unterkühlung führen die Verfasser der o.g. Arbeit auf eine kontinuierliche Restaustenitumwandlung im thermischen Einflußbereich in Martensit zurück. Die Risse an der Probenoberfläche lassen sich durch die Wasserstoffsprödigkeit erklären, die mit der Korrosion und der Schweißspannungswirkung zusammenhängt.

Die Verfasser ziehen die Schlußfolgerung, daß Unternahtrisse aufgrund der Wasserstoffversprödungswirkung und der Dynamik der Spannungen der Austenit-Martensitumwandlung (gemeint ist der Restaustenit) entstehen, die zu den Schweißspannungen hinzukommen. Fehlt ein Faktor, sind die Bedingungen für die Rißbildung nicht kritisch. Wird von der Funktion des Restaustenits gesprochen, hängen die Unternahtrisse nicht so sehr von seiner Gesamtmenge ab, sondern mehr von der Menge, die während einer bestimmten Zeit nach dem Schweißen bei Zimmertemperatur umgewandelt wird. Die Risse bilden sich nur während der Restaustenitumwandlung. Volumenveränderungen bei dieser Umwandlung erzeugen offensichtlich Spannungen, die ausreichen, um in dem durch Wasserstoff spröde gewordenen Martensit Risse hervorzurufen. Gemeint sind die ersten, durch Umwandlung entstandenen Martensitnadeln, in denen sich noch ein höherer Wasserstoffgehalt in gelöster Form wie auch im unvollständigen Gitter angesammelt befindet, da das Martensitgitter nach der Entstehung noch im Zustand höherer Unordnung ist.

Diese Versuchsergebnisse kann man aber auch mit anderen Vorgängen erklären, wenn man davon ausgeht, daß die Risse mit einer verzögerten Zerstörung des frischgehärteten Stahls identisch sind [2, 3, 5]. Zu diesen Vorgängen gehört auch der zähe Werkstofffluß an den Korngrenzen, die "Erholung" des gehärteten Stahls, die mit einem steigenden Ordnungs-

grad der Kristallgitterstruktur zusammenhängt, usw. Nur die Ergebnisse von den Experimenten, bei denen die Schweißproben auf Flüssiglufttemperatur unterkühlt wurden, sind kaum zu erklären, wenn man den Zerfall des Restaustenits nicht berücksichtigt. Obwohl die Richtigkeit der in Arbeit [7] ermittelten Ergebnisse nicht in Zweifel gezogen wird, muß man dennoch nach einer anderen Erklärung suchen, da in ähnlichen Versuchen anderer Wissenschaftler völlig entgegengesetzte Ergebnisse erzielt wurden [2, 6]. Nach den Angaben in diesen Arbeiten verzögert die Unterkühlung den Rißbildungsprozess, solange die Proben auf niedrigen Temperaturen gehalten werden. Aber sobald die Schweißproben erwärmt werden, bilden sich wieder von neuem Risse. In Einzelfällen wird dieser Vorgang nach dem Unterkühlen sogar verstärkt. Die unterschiedlichen Versuchsergebnisse können durch die verschiedenen Bedingungen, unter denen die Experimente durchgeführt wurden, erklärt werden. In Arbeit [7] wurden die Risse bis zu einem gewissen Grad künstlich erzeugt, nämlich durch elektrolytisches Hydrieren, und in Unternaht- und Oberflächenrisse aufgeteilt. Beim normalen Schweißen unterscheiden sie sich in ihrer Beschaffenheit aber kaum. In Versuchen mit Unterkühlung führt dies zu weniger klaren Ergebnissen. In anderen Arbeiten wurden gewöhnliche Schweißproben verwendet, bei denen die Rißbildung durch große Schweißspannungen bedingt war. Alle Risse, die sich nach völligem Abkühlen der Proben gebildet hatten, galten als Kaltrisse, da es keinen Grund gab, sie in einzelne Gruppen zu unterteilen.

Im Laboratorium zum Problem der "Technologischen Werkstofffestigkeit beim Schweißen" der Moskauer Technischen N.E. Bauman-Hochschule<sup>1)</sup> wurde der Einfluß des Austenitzerfalls auf die Bildung von Kaltrissen in Stählen beim Schweißen nach zwei Methoden untersucht: magnetometrisch an dilatometrischen Proben und an Schweißproben mit Unterkühlung.

Das magnetische Verfahren ist zur Untersuchung des Restaustenitzerfalls in Stahlproben am geeignetsten. Man mißt die magnetische Induktion und

---

1) LTP MVTU im. Baumana - problemnaja Laboratorija "Technologičeskaja pročnost' metallov pri svarke" Moskovskogo ordena Lenina i ordena Trudovogo Krasnogo знамени vysšee techničeskoe učilišče N.E. Baumana - Anm. d. Übers.

kann die magnetische Sättigung, folglich auch den ferromagnetischen Phasenanteil berechnen. Beim Zerfall des Restaustenits und zunehmendem Volumen an ferromagnetischer Phase in der Probe nimmt die magnetische Induktion zu; für die verschiedenen Stadien des Restaustenitzerfalls ergeben sich somit für die magnetische Induktion unterschiedliche Werte; außerdem läßt sich dieser Vorgang zeitlich festhalten.

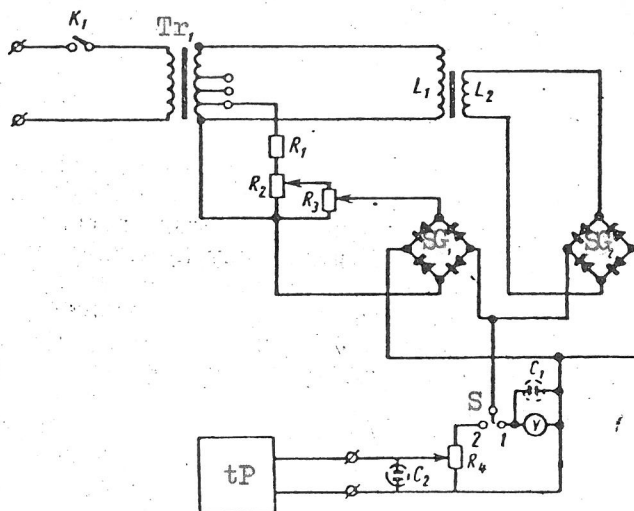


Abb. 1. Schematische Darstellung des Geräts zur Untersuchung des Restaustenitzerfalls in dilatometrischen Proben

Auf diesem Prinzip basiert die Arbeitsweise eines Geräts, das in Abb. 1 schematisch dargestellt ist. In diesem Gerät hat der Transformator  $Tr_1$  zwei Wicklungen: Primär- und Sekundärwicklung. Die Primärwicklung ist an ein 220 V-Wechselstromnetz angeschlossen. Die Sekundärwicklung hat vier Ausgänge: 6, 12, 36 und 127 V. Die Spule  $L_1$  wird von der Sekundärwicklung des Transformators  $Tr_1$  mit 127 V Spannung versorgt. Diese Spule soll das magnetische Wechselfeld erzeugen. Innerhalb der Spule  $L_1$  befindet sich die Meßspule  $L_2$  mit der Probe; in ihr wird zu jedem vorgegebenen Zeitpunkt die Restaustenitmenge gemessen. Die an die Meßspule  $L_2$  angelegte EMK der Gegeninduktion wird auf den Selengleichrichter  $SG_2$  und eine gleich große EMK des Wechselstroms vom Transformator  $Tr_1$  auf den Selengleichrichter  $SG_1$  geleitet. Die Gleichrichter  $SG_1$  und  $SG_2$  sind gegenläufig geschaltet, und die resultierende EMK ist gleich Null.

Bringt man in die Meßspule  $L_2$  eine Ferromagnetprobe, dann ist die resultierende EMK proportional zum Ferromagnetgehalt in der Probe. Diese resultierende EMK wird über den Schalter S auf das Potentiometer P oder den Voltmesser V geführt.

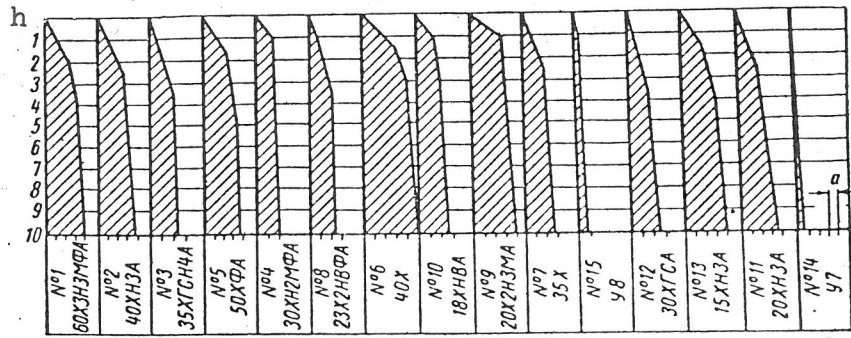
Bei der Vorbereitung des Geräts zur Messung des Restaustenits wird der Schalter S auf "1" gestellt. Mit den Potentiometern  $R_2$  und  $R_3$  wird der Zeiger des Voltmessers auf Null eingeregelt. Das heißt, daß die auf die Meßspule  $L_2$  angelegte EMK der Gegeninduktion kompensiert ist. Für die genauen Messungen wird der Schalter S in Stellung 2 gebracht und die Probe in die Spule  $L_2$  gelegt; dabei wird mit dem transportablen Potentiometer tP gemessen. Das Potentiometer  $R_4$  dient zum Messen der Meßgrenze. Die Elektrolytkondensatoren  $C_1$  und  $C_2$ , die Shuntmeßgeräte sind angeschlossen, um den Wechselstromeinfluß auf die Anzeigen des Geräts zu mindern.

Konstruktionsmäßig hat das Gerät ein Aluminiumchassis, auf das alle Einzelteile montiert werden. An der Stirnseite sind die Regler, der Voltmesser, der Geräteschalter und der Kippschalter  $K_1$  angebracht. Die Spulen  $L_1$ ,  $L_2$  und der Transformator  $Tr_1$  liegen oben. Auf der Rückseite befinden sich die Klemmen zum Anschluß des Potentiometers tP.

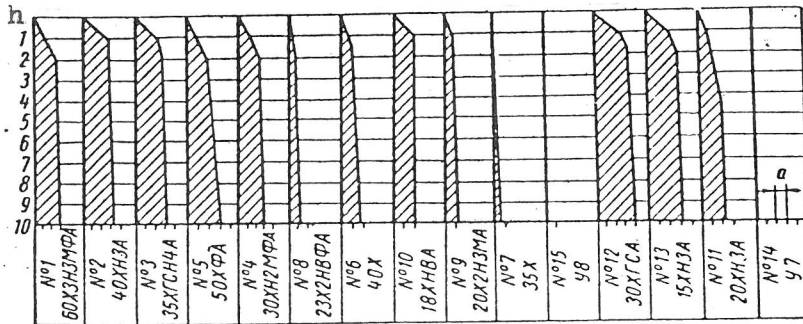
Da die Spannungsschwankungen im Stromnetz den Zeigeranschlag beeinflussen, ist das Gerät über einen Ferroresonanzstabilisator ans Netz anzuschließen.

Nach Einwirkung des Schweißzyklus wurde die Probe in die Meßspule des oben beschriebenen Geräts gelegt und seine magnetische Induktion bestimmt. Das gleiche wurde innerhalb mehrerer Tage in verschiedenen Zeitabständen gemessen. Die Untersuchungsergebnisse von 15 Stahlsorten bei zwei Wärmekreisläufen (Erwärmung auf  $1200^{\circ}\text{C}$  und Abkühlung mit  $20^{\circ}\text{C/s}$  und  $5^{\circ}\text{C/s}$  Geschwindigkeit bei  $550^{\circ}$ ) sind in Abb. 2 dargestellt.

Die Veränderung der magnetischen Induktion läßt sich durch die relative Größe  $a$  kennzeichnen; diese hängt von der Einstellung des Geräts



a)



b)

Abb. 2. Ergebnisse der magnetometrischen Untersuchungen des Restaustenitzerfalls in dilatometrischen Proben nach Schweißzyklusbehandlung:

a) erster Wärmekreislauf; Abkühlungsgeschwindigkeit  $w_{550} = 20^{\circ} \text{C/s}$ ; b) zweiter Wärmekreislauf; Abkühlungsgeschwindigkeit  $w_{550} = 5^{\circ} \text{C/s}$ .<sup>1)</sup>

ab. Nimmt man für die magnetische Induktion des geglühten niedriggekohten Stahles 100 % an und für die des nichtrostenden Stahles der Sorte 25 - 20 0 %, so entspricht die Veränderung der magnetischen Induktion in relativen Größeneinheiten  $a$  der Zunahme der Ferromagnetphasen (d.h. dem Restaustenitzerfall) um 0,35 %. In geglühtem Zustand haben Proben aus niedriglegierten Stählen eine um 5 - 10 % geringere magnetische Induktion als niedriggekohtle Stähle. Nach dem Vergüten erhöht sich diese Differenz je nach Stahlsorte und Wärmekreislauf auf 15 - 30 %. So hat der Baustahl 40Ch (0,40 % C;  $\leq 1$  % Cr) nach der

<sup>1)</sup> Die sowjetischen Stahlsorten werden im A n h a n g erläutert (Anm.d.Übers.).

oben genannten Relation in geglühtem Zustand eine magnetische Induktion von 93 % und nach dem Vergüten 77 % (erster) und 83 % (zweiter Wärmekreislauf).

In Abb. 3 werden die Charakteristiken des Restaustenitzerfalls (Größe und maximale Zerfallsgeschwindigkeit) und der Kaltrißbeständigkeit der Stähle beim Schweißen verglichen [4]. Die Zerfallsgröße wurde in dem Punkt auf der Kurve des Restaustenitzerfalls bestimmt. (Abb. 2). Diese Kurve bezeichnet das Ende des intensiven Zerfalls und den Übergang in das letzte Zerfallsstadium, das in den Diagrammen durch die letzte Gerade ausgedrückt wird. Die maximale Zerfallsgeschwindigkeit wurde nach der Neigung des ersten Kurvenabschnitts bestimmt.

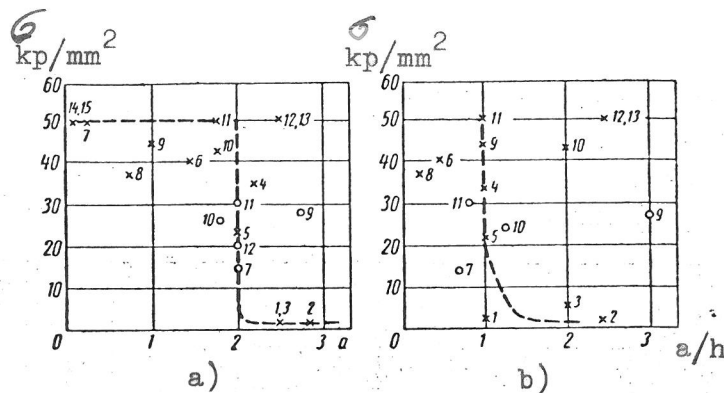


Abb. 3. Abhängigkeit zwischen der Kaltrißbeständigkeit der Stähle beim Schweißen und den Charakteristiken des Restaustenitzerfalls:

- a) nach der Größe des zerfallenen Restaustenits; b) nach der maximalen Zerfallsgeschwindigkeit des Restaustenits;  
 o erster Wärmekreislauf; x zweiter Wärmekreislauf;  
 1 - 14 Stahlsortenbezeichnungen entsprechend Abb. 2.

Nach diesen Ergebnissen kann man zwischen dem Restaustenitzerfall und der Kaltrißbildung beim Schweißen nur schwer eine direkte Verbindung herstellen. In Abb. 3 sind die Abhängigkeiten zwischen den Größen, die diese Vorgänge charakterisieren, mit einer gestrichelten Linie gekennzeichnet. Aus Abb. 3a) kann man erkennen, daß Stähle bei einem größenmäßigen Restaustenitzerfall von zwei und mehr Einheiten ( $\sim 0,7$  %)

zu einer geringeren Kaltrißbeständigkeit neigen. Nach dieser Abhängigkeit wurden auch die Angaben über die maximale Zerfallsgeschwindigkeit ermittelt (Abb. 3b).

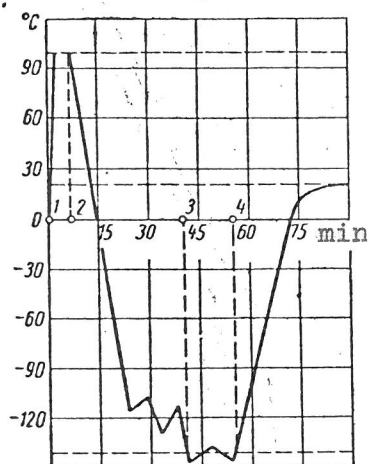


Abb. 4. Wärmekreislauf der Probenunterkühlung nach dem Schweißen auf Minustemperaturen:

1 - 2 Erwärmung; 2 - 3 Abkühlung auf Minustemperatur; 3 - 4 Haltezeit bei Minustemperatur.

Nach der Methode des Laboratoriums zum Problem der "Technologischen Werkstofffestigkeit beim Schweißen" untersuchten wir den Einfluß des Austenitzerfalls auf die Rißbildung anhand von vier Stahlsorten: Qualitätsstahl 30ChGSA (0,30 % C;  $\leq 1$  % Cr;  $\leq 1$  % Mn;  $\leq 1$  % Si)  $\langle 1 \rangle$ <sup>1)</sup>, Qualitätsstahl 30ChSNVFA (0,30 % C;  $\leq 1$  % Cr;  $\leq 1$  % Si;  $\leq 1$  % Ni;  $\leq 1$  % W;  $\leq 1$  % V)  $\langle 2 \rangle$ ; Qualitätsstahl 25ChGSNMA (0,25 % C;  $\leq 1$  % Cr;  $\leq 1$  % Mn;  $\leq 1$  % Si;  $\leq 1$  % Ni;  $\leq 1$  % Mo)  $\langle 3 \rangle$  und Qualitätsstahl 25ChSNVFA (0,25 % C;  $\leq 1$  % Cr;  $\leq 1$  % Si;  $\leq 1$  % Ni;  $\leq 1$  % W;  $\leq 1$  % V)  $\langle 4 \rangle$  nach Abkühlung auf  $-150^{\circ}\text{C}$  innerhalb 1h. Die Proben wurden in einem speziell dafür angefertigten Thermostat nach dem Schweißen ab  $+100^{\circ}\text{C}$  abgekühlt. Zum Abkühlen wurde flüssiger Stickstoff auf den Thermostatboden gegossen und die Probe in den oberen Bereich der Stickstoffdämpfe gebracht. In der Thermostatmitte befand sich ein

<sup>1)</sup> vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl. 4. Kap. Nr. 279. Die Zahlen in eckiger Klammer  $\langle \rangle$  beziehen sich auf Abb. 5 (Anm. d. Übers.)



Ventilator, der eine gleichmäßige Dampfdichte im Thermostat und konvektive Gasströmungen zur schnelleren Abkühlung gewährleistete. Mit einer solchen Konstruktion kann man mit dem Abkühlen bereits beginnen, wenn die Probe noch heiß ist, ohne daß der Stickstoff stark zu sieden beginnt; außerdem wird auch verhindert, daß die Probenoberfläche mit der Flüssigkeit in Berührung kommt.

Die Abkühlung jeder Probe wurde mit Kupferkonstanten-Thermoelementen und durch Eigenaufschriebe festgehalten; die Thermoelemente waren an die Proben angeschweißt. Der Wärmekreislauf der Probenabkühlung ist in Abb. 4 dargestellt. 15 - 20 min lang waren die Proben unter  $-140^{\circ}\text{C}$ . Nach dem Abkühlen wurden die Proben zum Überprüfen maschinell belastet. Zum Vergleich wurden gleichzeitig Proben geprüft, die zusammen mit den unterkühlten Proben geschweißt worden waren, aber an der Luft verblieben, während die anderen unterkühlt wurden. Wie die Prüfergebnisse zeigten (Abb. 5), hat das Abkühlen der Proben auf Minustemperaturen den Reißbildungswiderstand der Stähle vor dem Prüfen praktisch nicht verändert.

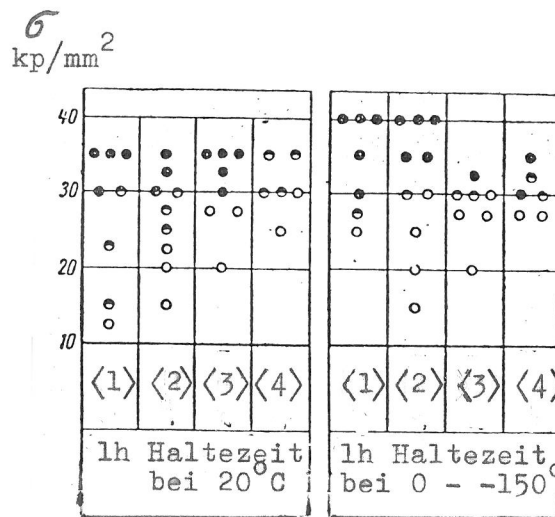


Abb. 5. Prüfergebnisse der Stähle nach 1 h Haltezeit bei Minustemperaturen

Die Vereisungswirkung kann man durch die veränderten Bedingungen des plastischen und quasiviskosen Flusses an den Korngrenzen erklären. Der viskose Fluß an den Korngrenzen ist zurückzuführen auf die unge-

ordnete Diffusionsverformung. Ohne Zweifel verlangsamt und unterdrückt eine niedrige Temperatur diese Verformung und macht unter diesen Bedingungen einen verzögerten Bruch unmöglich.

Somit zeigte keine der angewandten Untersuchungsmethoden, bei denen der Restaustenitfall direkt oder indirekt festgehalten wurde, irgendeinen Zusammenhang zwischen diesen Vorgängen und der Kaltrißbildung in Stählen beim Schweißen.

## L i t e r a t u r

1. Коткис М. А. Аустометр с переменным магнитным полем. «Заводская лаборатория», 1957, № 8.  
Kotkis, M.A.: Austenitometr s peremennym magnitnym polem.  
In: Zavodskaja laboratorija. Moskva, 23 (1957), Nr 8, S. 970 - 973.  
<Meßgerät für Restaustenitgehalte mit magnetischem Wechselfeld; russ.>

2. Макара А. М. Исследование природы холодных околошовных трещин при сварке закаляющихся сталей. «Автоматическая сварка», 1960, № 2.  
Makara, A.M.: Issledovanie prirodnych choolodil'nych okološovnych tresčin pri svarke zakalivajuščichsja stalej.  
In: Avtomatičeskaja svarka. Kiev, 13 (1960), Nr 2(83), S. 9 - 33.  
Engl.: Investigation of the Nature of Cold Cracking in the Heat Affected Zone when Welding Hardenable Steels.  
In: Automatic Welding. Cambridge, 1960, Nr 2, S. 3 - 24.

3. Прохоров Н. Н., Макаров Э. Л. Методика количественной оценки сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке. «Сварочное производство», 1958, № 9.  
Prochorov, N.N., Makarov, E.L.: Metodika ocenki soprotivljaemosti stalej obrazovaniju choolodil'nych tresčin pri svarke.  
In: Svaročnoe proizvodstvo. Moskva, 5 (1958), Nr 9, S. 15 - 18.  
<Methode zur Bewertung des Widerstandes gegen Kaltrißbildung von Stählen beim Schweißen; russ.>

4. Прохоров Н. Н., Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф. Прочность стали в процессе превращения аустенита при сварке. «Сварочное производство», 1959, № 8.  
Prochorov, N.N., Makarov, E.L., Jakušin, B.F.: Pročnost' stali v processe prevraščeniija austenita pri svarke.  
In: Svaročnoe proizvodstvo. Moskva, 6 (1959), Nr 8, S. 12 - 15.  
Engl.: The Stability of Steel in the Process of Austenite Transformation During Welding.  
In: Welding Production. Cambridge, 1959, August, S. 34 - 44.

5. Шоршоров М. Х. О роли вакансий в механизме задержанного разрушения стали и сплавов титана. «Изв. АН СССР ОТН, Metallurgija i toplivo», 1962, № 4.

Šoršorov, M.Ch.: O roli vakansij v mechanizme zadržannogo razrušenija stali i splavov titana.

In: Izvestija. Akademija nauk SSSR. Otdelenie tehničeskich nauk. Metallurgija. i toplivo. Moskva, 1962, Nr 4, S. 70 - 77.

Engl.: On the Role of Vacancies in the Mechanism Retarded Failure of Steel and Titanium Alloys. [Abstract]

In: Russian Metallurgy and Fuels. London, 1962, Nr 4, S. 62.

6. Interrante, C.G., Stout, R.D.: Delayed Cracking in Steel Weldments.

In: Welding Journal. New York, 43 (1964), Nr 4, S. 145s - 160s.

7. Mallett, M.W., Rieppel, P.J.: Underbead Cracking of Welds Cathodically Charged with Hydrogen.

In: Welding Journal. New York, 29 (1950), Nr 7, S. 343s - 347s.

Stuttgart, den 30. Juli 1980

übersetzt von

*Ottmar Pertschi*

(Ottmar Pertschi)  
Dipl.-Übersetzer

*Ulrike Friess-Ehlert*

(Ulrike Friess-Ehlert)  
Dipl.-Übersetzerin

A n h a n g

Erläuterung der in Abb. 2 angegebenen sowjetischen Stahlsorten

- Nr. 1 Qualitätsstahl 60Ch3N3MFA (0,60 % C; 3 % Cr; 3 % Ni;  
≤ 1 % Mo; ≤ 1 % V)
- Nr. 2 Qualitätsstahl 40ChN3A (0,40 % C; ≤ 1 % Cr; 3 % Ni)
- Nr. 3 Qualitätsstahl 35ChGSN4A (0,35 % C; ≤ 1 % Cr; ≤ 1 % Mn;  
≤ 1 % Si; 4 % Ni)
- Nr. 4 Qualitätsstahl 30ChN2MFA (0,30 % C; ≤ 1 % Cr; 2 % Ni;  
≤ 1 % Mo; ≤ 1 % V) - vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl. 4. Kap.  
Nr. 286
- Nr. 5 Qualitätsstahl 50ChFA (0,50 % C; ≤ 1 % Cr; ≤ 1 % V) -  
vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl., 4. Kap. Nr. 356
- Nr. 6 Stahl 40Ch (0,40 % C; ≤ 1 % Cr) - vgl. Stahlschlüssel  
9. Aufl. 4. Kap. Nr. 330
- Nr. 7 Stahl 35Ch (0,35 % C; ≤ 1 % Cr) - vgl. Stahlschlüssel  
9. Aufl. 4. Kap. Nr. 299
- Nr. 8 Qualitätsstahl 23Ch2NVFA (0,23 % C; 2 % Cr; ≤ 1 % Ni;  
≤ 1 % W; ≤ 1 % V) - vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl. 4. Kap.  
Nr. 260
- Nr. 9 Qualitätsstahl 20Ch2N3MA (0,20 % C; 2 % Cr; 3 % Ni;  
≤ 1 % Mo)
- Nr. 10 Qualitätsstahl 18ChNVA (0,18 % C; ≤ 1 % Cr; ≤ 1 % Ni;  
≤ 1 % W)
- Nr. 11 Qualitätsstahl 20ChN3A (0,20 % C; ≤ 1 % Cr; 3 % Ni) -  
vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl. 4. Kap. Nr. 247
- Nr. 12 Qualitätsstahl 30ChGSA (0,30 % C; ≤ 1 % Cr; ≤ 1 % Mn;  
≤ 1 % Si) - vgl. Stahlschlüssel 9. Aufl. 4. Kap.  
Nr. 278
- Nr. 13 Qualitätsstahl 15ChN3A (0,15 % C; ≤ 1 % Cr; 3 % Ni)
- Nr. 14 Kohlenstoffstahl U7 (0,7 % C) - vgl. Stahlschlüssel  
9. Aufl. 8. Kap. Nr. 23
- Nr. 15 Kohlenstoffstahl U8 (0,8 % C) - vgl. Stahlschlüssel  
9. Aufl. 8. Kap. Nr. 25