

WIDERSTANDSPUNKTSCHWEIßEN VON SCHWARZ-WEIß-MISCHVERBINDUNGEN

V sучасному автомобілебудуванні та виробництві побутових приладів постає вимога по виготовленню тонкостінних зварних з'єднань з оцинкованих конструкційних сталей феритного класу із високолегованими хром-нікелевими сталями аустенітного класу. В обох вищезгаданих галузях промисловості контактне точкове зварювання займає міцну позицію завдяки своїй економічності та високому рівню автоматизації. Особливіст формування зварних з'єднань між конструкційними сталями та високолегованими хром-нікелевими сталями за допомогою контактного точкового зварювання полягає у зміщенні розплавленого ядра вбік аустенітної сталі, внаслідок різних теплофізичних властивостей зварюваних матеріалів. Також через перемішування металу в зоні розплавленого ядра та через дифузійні процеси, що відбуваються на лінії сплавлення збоку заготовки з феритної сталі, можливе підвищення твердості в цій зоні та зниження міцності зварного з'єднання в цілому. Слідуючою проблемою є можливість підвищення твердості високоміцних феритних сталей в зоні термічного впливу та утворення тріщин. В даній роботі представлені результати дослідження вище згаданих проблем при зварюванні конструкційних феритних сталей із високолегованими хром-нікелевими сталями аустенітного класу, наведені рекомендовані параметри зварювання, а також досліджені структурні перетворення в залежності від різних програм контактного точкового зварювання.

In vehicle construction and in appliance industry joints between thin plates of high-strength and ultrahigh-strength ferritic steels with high alloyed austenitic CrNi steels can be necessary. In both fields of industry the resistance spot welding is an established welding process because of its high automation and efficiency. The specifics of dissimilar welds between austenitic and ferritic steels are, on the one hand, the different thermophysical properties, which can generate a displacement of the welding spot in the austenitic material. On the other hand there is the possibility of the occurrence of an undesirable increase or decrease of hardness in the welding spot or at the fusion line to the ferritic steel. This is caused by the combination of materials used and the associated diffusion processes. Further specifics can be an increasing hardness or the occurrence of cold cracks in the heat affected zone of ultrahigh-strength ferritic steels. The article presents selected results to the mentioned problems and provides information about achievable welding ranges, possible mode fractures and hardness values as well as changes of the material characteristics depending on different welding programs.

Einleitung

Der sich im Karosseriebau abzeichnende Entwicklungstrend zu Stahlsorten mit immer höheren Festigkeiten, die leichtere und zugleich steifere und damit sicherere Rahmenstrukturen ermöglichen, ist nach wie vor ungebrochen. Da sich mit steigender Festigkeit jedoch meistens die Umformfähigkeit der Stähle verschlechtert, zielen die Stahlneuentwicklungen der letzten Jahre auf eine Erhöhung des Plastizitäts-Festigkeits-Verhältnisses ab. Diese neuen Stähle können sich im Kristallgitter, in ihren festigkeitssteigernden Mechanismen sowie in ihren Oberflächenzuständen unterscheiden. Aufgrund der großen Fülle von unterschiedlichen Stählen und der Forderung den "richtigen" Werkstoff an der "richtigen" Stelle einzusetzen, existieren eine Vielzahl von schweißtechnisch herzustellenden Mischverbindungen.

Unter dem Begriff Schwarz-Weiß-Mischverbindungen werden in diesem Beitrag Verbindungen zwischen hoch- und höchstfesten Stählen verstanden, die bei Raumtemperatur in verschiedenen Gitterstrukturen (Ferrit – krz-Gitter und Austenit – kfz-Gitter) vorliegen.

Versuchskonzept

Um Aussagen über die Qualität von hoch- und höchstfesten Schwarz-Weiß-Mischverbindungen treffen zu können, sind systematisch verschiedene Stähle sowohl in Kombination als auch artgleich unter Nutzung von Mittelfrequenz-DC-Technik ($f=1000$ Hz) mit Elektrodenkraftherzeugung über einen Druckluftzylinder verschweißt und Schweißbereichsdiagramme (SBD) erstellt worden. Die Anordnung der 1,5 mm dicken Feinbleche erfolgte so, dass der austenitische Vertreter stets am positiven Pol anlag. Bei allen Schweißungen kamen identische Elektrodenkappen vom Typ F1 – 16 – 20 – 5,5 – flach – 8,0 gemäß DIN ISO 5821 [1] zur Anwendung. Als metastabile austenitische Versuchswerkstoffe dienten der speziell für den Automobil- und Schienenfahrzeugbau entwickelte austenitische CrNi-Stahl X8CrMnNi19-6-3 (Werkstoffnummer 1.4376) und in Referenz dazu der Standard-CrNi-Stahl X5CrNi18-10 (Werkstoffnummer 1.4301). Als Vertreter der feuerverzinkten ferritischen Stähle kamen der weiche Tiefziehstahl DX54D+Z100 (Werkstoffnummer 1.0306), der mikrolegierte Feinkornbaustahl HX340LAD+Z100 (Werkstoffnummer 1.0933) und der TRIP-Stahl HCT690TD+Z (Werkstoffnummer 1.0947) von verschiedenen Herstellern - in diesem Beitrag bezeichnet mit HI, HII, HIII - zum Einsatz. Aus chemischer Sicht unterschieden sich die TRIP-Güten vor allem in den Anteilen der Hauptlegierungselemente Kohlenstoff, Mangan, Aluminium und Silicium. Zunächst erfolgte eine Bestimmung der Schweißbereichsdiagramme. Anschließend wurden die Verbindungseigenschaften mittels Scher-, Kopfzug- und Schlagschlagversuche ermittelt sowie metallographische Untersuchungen und Mikrohärtmessungen realisiert.

Bestimmung der Schweißbereiche

Die Bestimmung der Schweißbereiche erfolgte bei konstanter Elektrodenkraft ($F_E = 4,0$ kN) unter Variation von Schweißstrom ($\Delta I_S = 0,2$ kA) und Schweißzeit ($t_S = 300, 400, 500$ und 600 ms) unter Zugrundelegung der DIN EN ISO 14327 [2] bzw. des Entwurfs des Stahl-Eisen-Prüfblatts SEP 1220-2 [3]. Das Erreichen eines großen Schweißbereichs ist gleichbedeutend mit einer hohen Prozesssicherheit. Diese ist notwendig, um auch unter Praxisbedingungen reproduzierbare

Punktqualitäten zu gewährleisten. Dabei wird unter dem Aspekt des Gewährleistens einer guten Punktschweißbarkeit in der Regel für Mischverbindungen ein Mindestschweißbereich von 1,2 kA gefordert.

Der Schweißbereich ergibt sich aus dem oberen und dem unteren Grenzwert, die definiert sind durch die Spritzergerne (d_{pmax}) bzw. den Mindestpunktdurchmesser ($d_{pmin} = 4 \cdot \sqrt{t}$), welcher bedingt durch die einheitliche Blechdicke von 1,5 mm für alle Schweißungen 4,9 mm betrug. Die zur Erstellung der Schweißbereichsdiagramme notwendige Ermittlung der Punktdurchmesser erfolgte an Abrollproben im manuellen Schälversuch gemäß DIN EN ISO 10447 [4]. Bild 1 zeigt exemplarisch ein erstelltes 2-dimensionales Schweißbereichsdiagramm einer Mischverbindung, dem neben dem unteren und oberen Qualitätsgrenzwert, den Nennpunktdurchmesser ($d_{pNenn} = 5 \cdot \sqrt{t} = 6,1 \text{ mm}$), die Größe der Punktdurchmesser sowie die jeweilige Bruchart entnommen werden können.

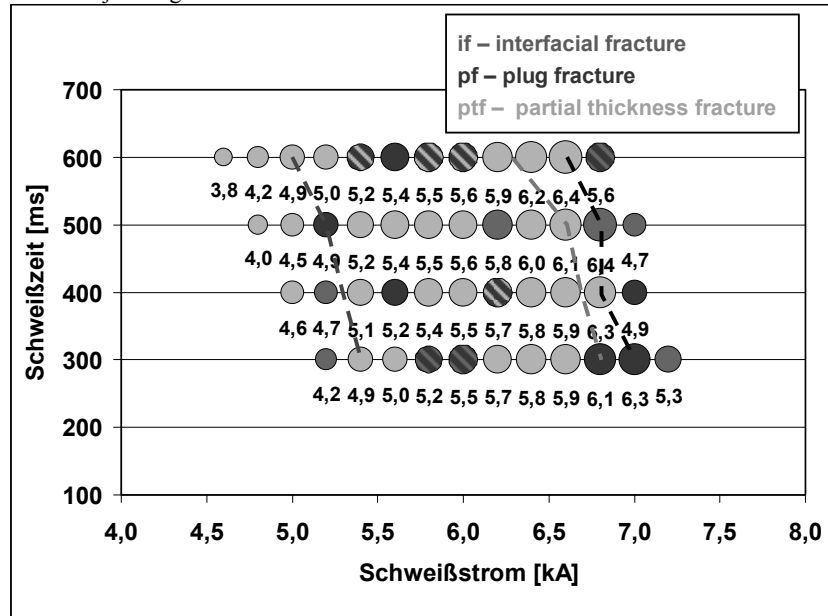


Bild. 1. Schweißbereichsdiagramm der widerstandspunktgeschweißten 1,5 mm dicken Bleche der Mischverbindung 1.4376-1.0947+Z (HI) (schraffierte Punkte: Mischbrüche aus jeweiligen Hauptbrucharten, Zahlen: Punktdurchmesser)

Zur Klassifizierung der Versagensformen im Rahmen der Beurteilung des Bruchverhaltens ist zum einen der Entwurf von SEP 1220-2 [3] genutzt worden, da dieser erstmalig im Gegensatz zum nationalen Normenwerk [5] neben dem Ausknöpf-, Scher- und Mischbruch sowie der Haftschweißung den partiellen Dickenbruch aufführt. Zum anderen kam die AWS D8.1M [6] zur Anwendung, die unter einem Mischbruch nicht nur eine Kombination aus Ausknöpf- und Scherbruch versteht, sondern auch noch weitere Mischbruchformen aus partiellen Dicken- und Ausknöpfbruch, partiellen Dicken- und Scherbruch sowie partiellen Dicken-, Ausknöpf- und Scherbruch unterscheidet (vgl. Bild 2).

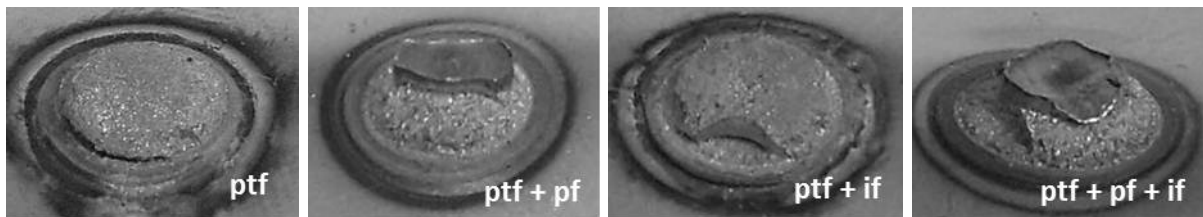


Bild. 2. Partieller Dickenbruch (ptf) und dessen Mischbrüche

Der im amerikanischen Sprachgebrauch als Partiel Thickness Fracture (ptf) bezeichnete partielle Dickenbruch stellt eine wesentliche Besonderheit der Mischverbindungen zwischen den austenitischen CrNi-Stählen und den ferritischen Stählen.

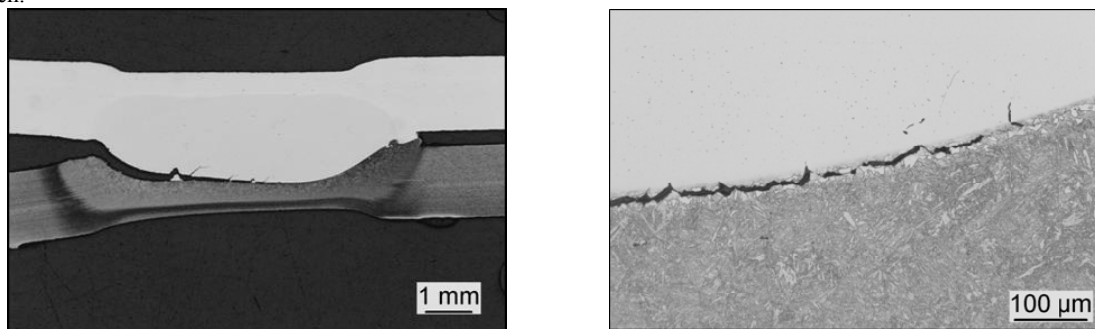


Bild. 3. Partieller Dickenbruch entlang der Schmelzlinie zwischen Schweißlinse und WEZ eines TRIP-Stahls einer Mischverbindung an einer unvollständig zerstörten Abrollprobe

Ein Querschliff an einer unvollständig zerstörten Abrollprobe zeigt, dass der partielle Dickenbruch immer unmittelbar entlang der Schmelzlinie im Hochtemperaturbereich der WEZ des ferritischen Stahls verläuft, Bild 3. An artgleichen Austenit-Austenit oder Ferrit-Ferrit-Verbindungen kann diese Bruchart nicht beobachtet werden.

Bei der Ermittlung der Schweißbereiche war festzustellen, dass unter den genutzten Versuchsbedingungen nicht alle Mischverbindungen den empfohlenen Mindestschweißbereich von 1,2 kA erzielten, während die artgleichen Punktschweißungen diesen Wert stets erreichten und gleichzeitig höhere maximale Punktdurchmesser aufwiesen. (Tabelle 1) stellt dies für die Widerstandspunktschweißungen an den feuerverzinkten ferritischen Stählen und den austenitischen CrNi-Stählen dar.

Tabelle 1

Überblick über die Schweißbereiche und Punktdurchmesser der artgleichen Verbindungen und der Mischverbindungen (ΔI - Schweißbereich, d_{Pmax} - größter Punktdurchmesser, pf - Ausknöpfung, if - Scherbruch, ptf - partieller Dickenbruch)

Artgleiche Verbindung Fügepartner	ΔI [kA]	d_{Pmax} [mm]	Brucharten im Schweißbereich [%]					
			pf	if	ptf	pf + if	ptf + if	ptf + pf
DX54D+Z100	2,0	8,3	100	-	-	-	-	-
HX340LAD+Z100	2,2	8,9	100	-	-	-	-	-
HCT690TD+Z140 (I)	1,7	7,2	100	-	-	-	-	-
HCT690TD+Z100 (II)	1,8	7,2	92	-	-	8	-	-
HCT690TD+Z100 (III)	1,7	6,8	46	6	-	48	-	-
1.4376	1,4	7,4	100	-	-	-	-	-
1.4301	1,4	6,6	100	-	-	-	-	-

Mischverbindung Fügepartner	ΔI [kA]	d_{Pmax} [mm]	Brucharten im Schweißstrombereich [%]						
			pf	if	ptf	pf + if	ptf + if	ptf + pf	
1.4376	DX54D+Z100	1,2	6,7	100	-	-	-	-	-
	HX340LAD+Z100	1,0	6,1	63	-	37	-	-	-
	HCT690TD+Z140 (I)	1,6	6,4	6	14	63	6	11	-
	HCT690TD+Z100 (II)	0,9	6,4	-	21	57	-	11	11
	HCT690TD+Z100 (III)	1,2	6,2	-	33	67	-	-	-
1.4301	DX54D+Z100	1,0	6,3	100	-	-	-	-	-
	HX340LAD+Z100	1,0	6,2	100	-	-	-	-	-
	HCT690TD+Z140 (I)	1,4	6,5	-	8	29	-	26	37
	HCT690TD+Z100 (II)	1,2	6,4	79	-	-	21	-	-
	HCT690TD+Z100 (III)	1,4	6,2	17	-	69	-	-	14

Weitere Untersuchungen ergaben aber auch, dass durch die Verwendung gleicher Elektrodenkappen mit einer größeren Elektrodenarbeitsfläche von 8,0 mm insbesondere bei längeren Schweißzeiten ($t_s = 600$ ms) eine Erweiterung des Schweißbereichs bei den Mischverbindungen um durchschnittlich 0,6 kA möglich ist, so dass der geforderte Mindestschweißbereich erreicht wird.

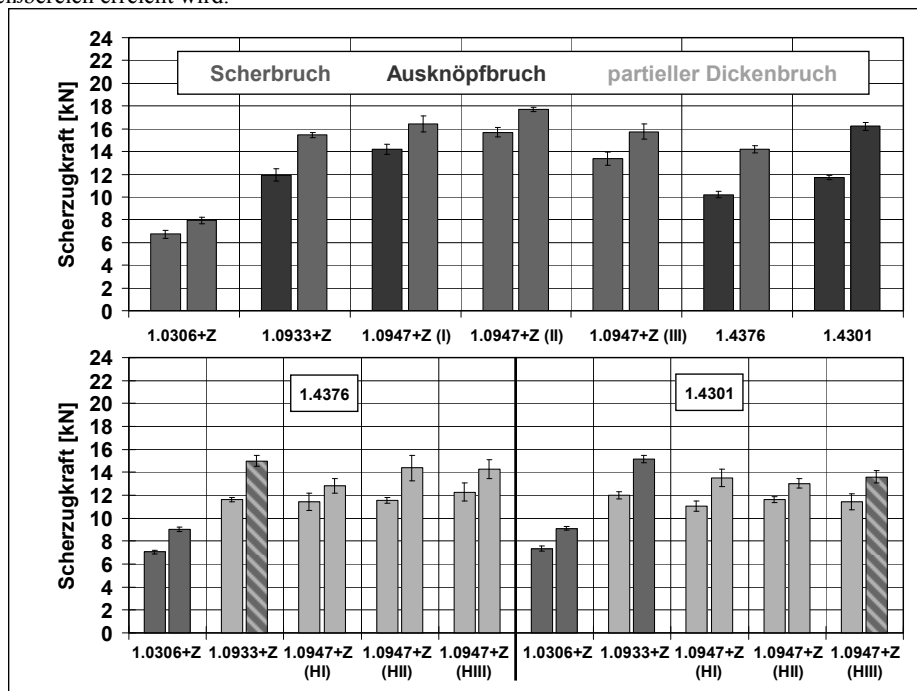


Bild. 4. Ergebnisse der Scherzugversuche an Widerstandspunktschweißungen ($t_s = 600$ ms; Punktdurchmesser: jeweils linker Balken $4 \cdot \sqrt{t}$, jeweils rechter Balken $5 \cdot \sqrt{t}$); oben: artgleiche Verbindungen, unten: Mischverbindungen

Mechanisch-technologische Eigenschaften und Bruchverhalten

Zur Prüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißpunkte wurden Scherzug-, Kopfzug- sowie Schlagscherzugversuche genutzt. Um eine Vergleichbarkeit zwischen den einzelnen Werkstoffkombinationen zu gewährleisten, wurden Proben mit einheitlichen Punktdurchmessern von $4\sqrt{t}$ sowie $5\sqrt{t}$ bei Schweißzeiten von 300 und 600 ms hergestellt. Dies entsprach einem Punktdurchmesser von 4,9 bzw. 6,1 mm.

Im Ergebnis der Prüfungen war festzustellen, dass auch hier nur bei den Mischverbindungen neben den Ausknöpf- und Scherbrüchen partielle Dickenbrüche bzw. Mischbrüche aus den genannten Hauptbrucharten auftraten. Bei der Prüfung der artgleichen Widerstandspunktschweißungen waren hingegen wiederum nur Ausknöpf- und Scherbrüche bzw. Mischbrüche aus beiden zu verzeichnen.

Während die partiellen Dickenbrüche - rein bzw. mit Mischbruchanteil - in den Scherzugversuchen keinen signifikanten Einfluss auf die erzielten Scherzugkräfte ausübten (Bild 4), wurde in den Kopfzug- sowie den Schlagscherzugversuchen eine stärkere Reduzierung der jeweiligen Prüfgrößen Kopfzugkraft bzw. Schlagenergie festgestellt. So wurden bei den Mischverbindungen zwischen den austenitischen CrNi- und den weichen ferritischen Stählen (DX54D+Z, H340 LAD+Z) die höchsten Kopfzugkräfte und die höchsten Bruchenergien ermittelt, da hier ausschließlich Ausknöpfbrüche auftraten. Bild 5 verdeutlicht dies für den Kopfzugversuch.

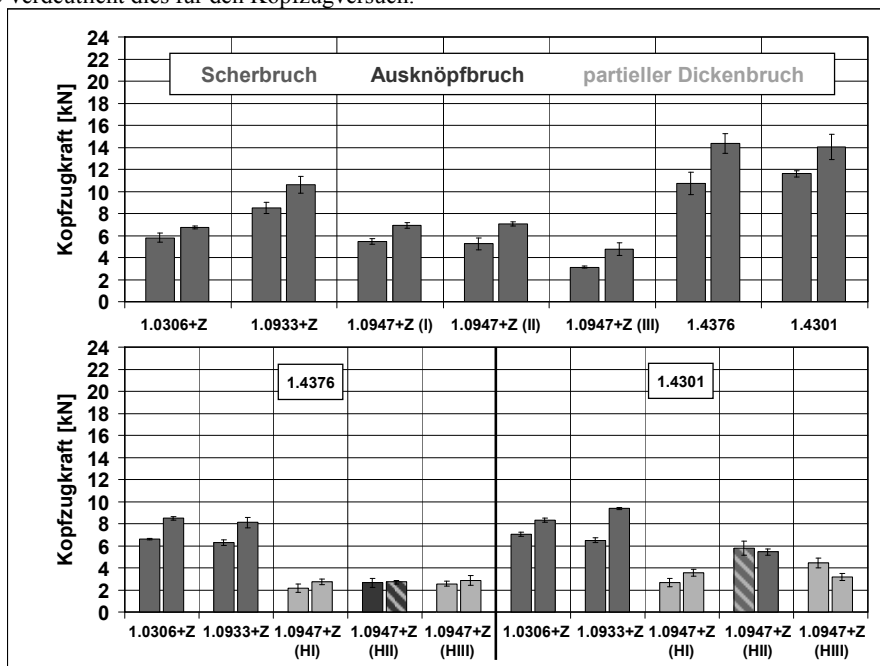


Bild. 5. Ergebnisse der Kopfzugversuche an Widerstandspunktschweißungen ($t_s = 600$ ms; Punktdurchmesser: jeweils linker Balken $4\sqrt{t}$, jeweils rechter Balken $5\sqrt{t}$); oben: artgleiche Verbindungen, unten: Mischverbindungen

Werkstoffkundliche Untersuchungen

Die metallografischen Untersuchungen der Makrogefüge der erzeugten Schweißpunkte ließen eine deutliche Verschiebung der Schweißlinse in Richtung der austenitischen CrNi-Stähle lediglich bei den Mischverbindungen mit dem weichen DX54D+Z erkennen. Diese Erscheinung trat bei den Kombinationen mit dem Feinkornbaustahl H340LAD+Z in einem deutlich geringeren Ausmaß und bei den Mischverbindungen mit den verschiedenen TRIP-Stählen fast gar nicht auf.

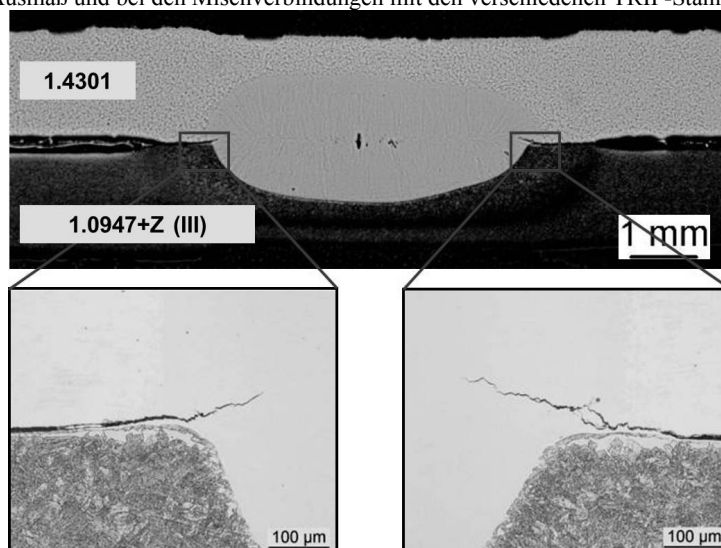


Bild. 6. Mikrorisse im Querschliff der widerstandspunktschweißten Schwarz-Weiß-Mischerbindung

Außerdem waren an den Querschliffen der Mischverbindungen mit den drei verschiedenen feuerverzinkten TRIP-Stählen teilweise Mikrorisse in der Fügeebene nachweisbar, die in die Schweißlinse hinein verlaufen, Bild 6. Damit ist davon auszugehen, dass das Rissauftreten im engen Zusammenhang mit der Oberflächenbeschichtung und der Stahlfestigkeit steht.

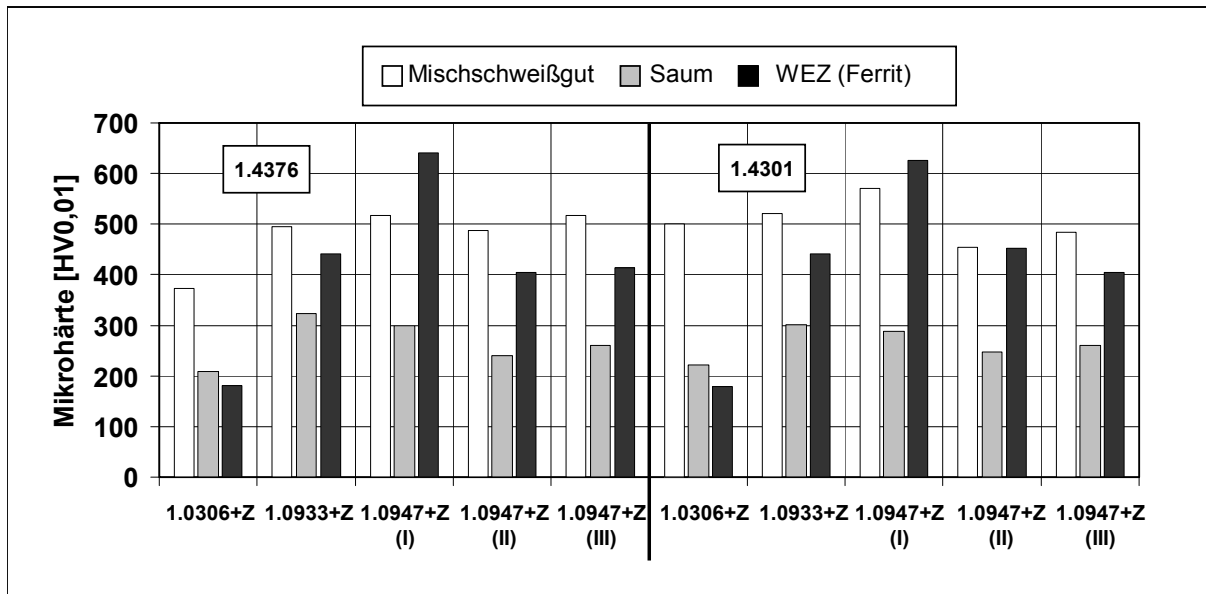


Bild. 7. Mikrohärtewerte [HV 0,01] im Übergang Schweißlinse – Saum – WEZ (Ferrit) der widerstandspunktgeschweißten Mischverbindungen

Die Härtemessungen an den Mischverbindungen zeigen erwartungsgemäß eine starke Aufhärtung im Hochtemperaturbereich der WEZ der TRIP-Stähle aufgrund ihrer hohen Kohlenstoffäquivalente. Die maximalen WEZ-Härtewerte können legierungsabhängig bei etwa 600 HV 0,2 (Härte der Grundwerkstoffe im Anlieferungszustand 210 bis 250 HV 0,2) liegen. Daraus ergeben sich Härtesprünge von etwa 2,5 bis 2,9, die nach [7] als kritisch einzustufen ist. Auch die Schweißlinsen weisen bedingt durch die Vermischung beider Fügepartner sehr hohe Härte werte auf, die im Mittel zwischen 400 und 500 HV0,2 liegen. Beides entspricht einer deutlichen Aufhärtung gegenüber den ferritischen und austenitischen Stählen im Anlieferungszustand. Durch die Anwendung eines zusätzlichen Nachwärmimpuls beim Schweißen und der damit verbundenen langsameren Abkühlung kann zwar der Aufhärtung in der WEZ der TRIP-Stähle technologisch begegnet werden, die hohen Härte werte der Schweißlinsen bleiben jedoch bestehen.

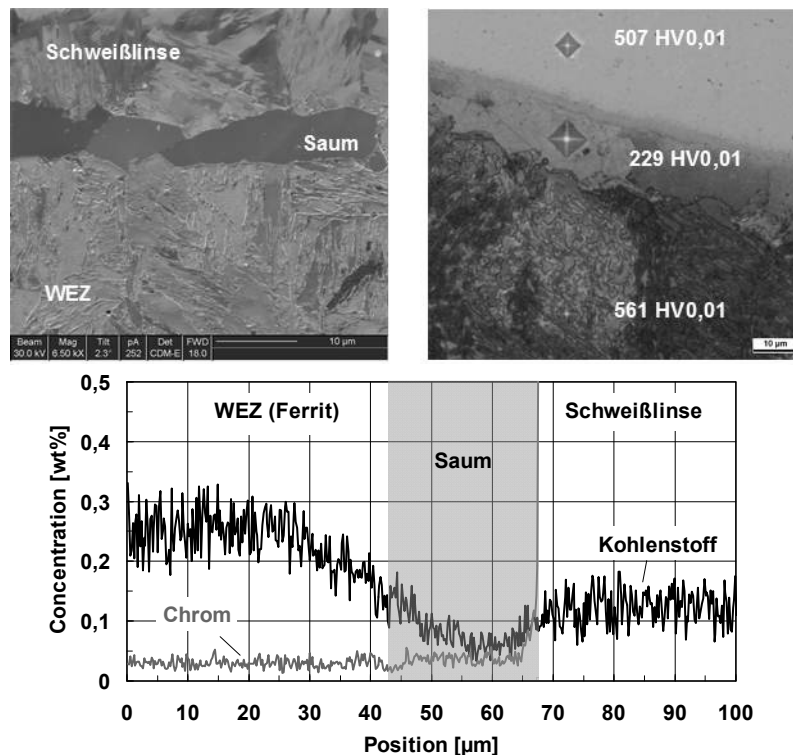


Bild. 8. Querschliffe der widerstandspunktgeschweißten Mischverbindung des CrNi-Stahls 1.4376 mit dem TRIP-Stahl 1.0947+Z (III); oben links: Ätzung FIB, oben rechts: Ätzung Klemm, unten: SIMS-Analyse

Von den untersuchten Parametervariationen erwies sich eine Pausenzeit von 1000 ms zwischen Schweiß- und Nachwärmimpuls sowie ein Nachwärmimpuls von 500 ms mit einem Nachwärmstrom von $I_N = 0,8 \times I_S$ als am effektivsten. Die maximalen Härtewerte der WEZ liegen dann knapp unter 400 HV_{0,2}. Trotzdem treten in den Scherzugversuchen dieser mit Nachwärmimpuls gefertigten Schweißungen weiterhin partielle Dicken- bzw. Mischbrüche mit Anteilen an partiellem Dickenbruch auf, und die quasistatischen Scherzugkräfte verändern sich gegenüber den Einimpulsschweißungen nicht.

Bei den weiteren werkstoffkundlichen Untersuchungen der Punktschweißungen fiel speziell bei den Verbindungen aus den CrNi-Stählen und den verschiedenen verzinkten TRIP-Stählen bzw. dem HX340LAD+Z als Besonderheit eine Entfestigung im Hochtemperaturbereich der WEZ direkt an der Schmelzlinie auf, Bild 7. In diesem als Saum bezeichneten Bereich verläuft auch der partielle Dickenbruch. Dies lässt vermuten, dass partielle Dickenbrüche dann auftreten, wenn entsprechend große Härtegradienten zwischen Saum und Schweißlinse bzw. Saum und Hochtemperaturbereich der WEZ vorliegen.

Diese weiche Zone lässt sich zum Teil auch licht- bzw. elektronenmikroskopisch in den geätzten Querschliffen als ein etwa 5 bis 10 µm breiter Saum mit grober Kornstruktur beobachten, Bild 8. Zur chemischen Identifizierung dieses Saums wurde am Fraunhofer-Institut für Schicht- und Oberflächentechnik in Braunschweig ein Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS)-Analyse durchgeführt, die Hinweise auf eine Kohlenstoffdiffusion aus dem Hochtemperaturbereich der WEZ des ferritischen Stahls in die Schweißlinse hinein ergab. Der Bereich der Entkohlung entspricht dabei der Breite des metallografisch nachgewiesenen entfestigten Saums.

Fazit

Beim Widerstandspunktschweißen von hoch- und höchstfesten Stählen liegen bei gleichen Versuchsbedingungen die erzielbaren Schweißbereiche der Schwarz-Weiß-Mischverbindungen unterhalb der der artgleichen Verbindungen. Außerdem unterscheidet sich das Bruchverhalten der in den Schäl-, Scherzug-, Kopfzug- und Schlagscherzugversuchen geprüften Mischverbindungen signifikant von dem der artgleichen Verbindungen. Bei den Punktschweißungen der austenitischen CrNi-Stähle mit dem ferritischen Stahl H340LAD+Z und insbesondere mit den verschiedenen TRIP-Stählen ist das Auftreten einer von den artgleichen Verbindungen her unbekanntens Versagensform, dem partiellen Dickenbruch, zu verzeichnen. Diese Versagensform führt zu einer deutlichen Reduzierung der jeweiligen Prüfgrößen bei den Kopf- und Schlagscherzugversuchen gegenüber den artgleichen Verbindungen. Als Ursache für den partiellen Dickenbruch wird die Ausbildung eines entkohlten und entfestigten Gefügesaums im Hochtemperaturbereich der WEZ unmittelbar angrenzend an die Schmelzlinie und das daraus resultierende starke "mismatch" zwischen Schweißlinse - Saum - WEZ (Ferrit) angesehen, da das Versagen der Proben immer dort erfolgt.

Zur Steigerung der Festigkeit der widerstandspunktgeschweißten Mischverbindungen besteht aus Sicht der Autoren die Notwendigkeit, diese Kohlenstoffdiffusion im Bereich der Schmelzlinie zu unterdrücken, um möglicherweise das Bruchverhalten in Richtung Ausknüpfbruch zu beeinflussen. Bisherige technologische Maßnahmen, wie zum Beispiel ein zusätzlicher Nachwärmimpuls, haben zwar zu einer Härtereduzierung in der WEZ der TRIP-Stähle geführt, jedoch keine Veränderung der Härtewerte in der Schweißlinse bzw. im Saum und somit auch im Bruchverhalten hervorgerufen.

Das IGF-Vorhaben 15.115 B/DVS-Nummer 04.044 der Forschungsvereinigung "Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren des DVS, Aachener Straße 172, 40223 Düsseldorf" wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Gedankt wird allen Firmen, die Mitglied des projektbegleitenden Ausschusses waren, und die das Forschungsprojekt materiell und ideell unterstützt haben.

Literatur

- [1] Entwurf DIN ISO 5821 "Widerstandsschweißen - Punktschweiß- Elektrodenkappen" (Ausgabe Juni 2009).
- [2] DIN EN ISO 14327 "Widerstandsschweißen - Verfahren für das Bestimmen des Schweißbereichsdiagramms für das Widerstands-punkt-, Buckel- und Rollennahtschweißen" (Ausgabe Juni 2004).
- [3] Entwurf SEP 1220-2 "Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl. Teil 2: Widerstandspunktschweißen" (Ausgabe Februar 2009).
- [4] DIN EN ISO 10447 "Widerstandsschweißen - Schäl-, Meißel- und Keilprüfung von Widerstandspunkt- und Buckelschweißverbindungen" (Ausgabe September 2007).
- [5] DIN EN ISO 14329 "Widerstandsschweißen - Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen; Brucharten und geometrische Messgrößen für Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen" (Ausgabe Dezember 2003).
- [6] AWS D8.1M:2007 "Specification for Automotive Weld Quality - Resistance Spot Welding of Steel" (Ausgabe Januar 2007).
- [7] DVS-Merkblatt 2905 „Buckelschweißen von Stahl“ (Ausgabe Mai 2001).