

**Untersuchungen über den Einfluss  
und die Wirkungen von Stickstoffzusätzen im Schutzgas  
auf das Heißrissverhalten ausgewählter  
heißrissempfindlicher Nickel-Basiswerkstoffe**

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieurin  
(Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Andrea Hübner

geb. am 12. März 1968 in Magdeburg

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. E. h. Horst Herold  
Prof. Dr.-Ing. habil. Klaus-Jürgen Matthes

Promotionskolloquium am 27. April 2005

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Füge- und Strahltechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. E.h. Horst Herold, Institutsleiter des Instituts für Füge- und Strahltechnik, gilt mein Dank für seine wohlwollende Unterstützung und fachliche Betreuung des Themas sowie das fördernde Interesse an dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Klaus-Jürgen Matthes von der Technischen Universität Chemnitz danke ich für Begutachtung der Dissertation.

Ein besonderer Dank gilt Frau Dr.-Ing. Manuela Zinke. Ihr persönliches Engagement sowie ihre fachspezifischen Hinweise trugen wesentlich zum Gelingen der Arbeit bei.

Ebenso bedanke ich mich bei Herrn Dr. Veit (Institut für experimentelle Physik) und Herrn Dr. Heyse (Institut für Werkstofftechnik und –prüfung) von der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg für die Ausführung der umfangreichen Untersuchungen am Raster- und Transelektronenmikroskop.

Allen wissenschaftlichen und technischen Mitarbeitern des Institutes für Füge- und Strahltechnik danke ich herzlich für die Unterstützung bei der Durchführung der experimentellen Versuche.

Mein persönlicher Dank gehört jedoch Dirk, Christian und meinen Eltern, ohne deren stetigen Rückhalt und Verständnis die Anfertigung dieser Dissertation nicht möglich gewesen wäre.

Ein Teil der Untersuchungen wurde aus Haushaltsmitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen gefördert und von der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren des DVS e. V. unterstützt. Hierfür sei gedankt.

Andrea Hübner

# Inhaltsverzeichnis

	Seite
<b>Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen</b>	<b>VI</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Wissenschaft und Technik</b>	<b>3</b>
2.1 Charakterisierung hochwarmfester vollaustenitischer Nickel-Basislegierungen	3
2.1.1 Einführung: Nickellegierungen	3
2.1.2 Hochwarmfeste Werkstoffe: Definition und Kenntnisstand	5
2.1.3 Werkstoffliche Grundlagen und Mechanismen zur Festigkeitssteigerung	7
2.1.4 Schweißseignung hochwarmfester Nickel-Basislegierungen	13
2.2 Heißrisse	17
2.2.1 Definition und Einteilung	17
2.2.2 Theorien zur Heißrissbildung	19
2.2.3 Prüfung des Heißrissverhaltens	21
2.2.3.1 Prüfverfahren mit selbstbeanspruchten Proben	21
2.2.3.2 Prüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben	22
2.3 Betrachtungen zur Heißrissempfindlichkeit vollaustenitischer hochwarmfester Nickel-Basislegierungen	26
2.3.1 Ursachen für die Heißrissempfindlichkeit und Möglichkeiten zu deren Vermeidung	26
2.3.2 Bedeutung des Elementes Stickstoff für das Heißrissverhalten	29
2.3.2.1 Stickstoffeinfluss auf die Heißrissensibilität vollaustenitischer hochwarmfester Nickel-Basislegierungen	29
2.3.2.2 Stickstofflöslichkeit in Nickel-Basislegierungen	32
<b>3 Zusammenfassung des Kenntnisstandes und Ableitung der Aufgabenstellung</b>	<b>35</b>
3.1 Kenntnisstand und Schlussfolgerungen	35
3.2 Aufgabenstellung	38
<b>4 Versuchskonzept und verwendete Anlagentechnik</b>	<b>40</b>
4.1 Versuchsanlagen für die MSG-Impulslichtbogen- und WIG-Auftragschweißungen	40
4.2 Gerätetechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der hergestellten Schweißproben	44
4.3 Heißrissprüfung mit dem PVR-Test	46

	Seite	
<b>5</b>	<b>Versuchsdurchführung und –auswertung</b>	<b>49</b>
5.1	Charakterisierung der verwendeten Versuchswerkstoffe	49
5.1.1	Hochwarmfeste vollaustenitische Grundwerkstoffe auf Nickel-Basis	49
5.1.2	Ausgewählte Schweißzusätze	52
5.2	Festlegung der Stickstoffgehalte in den Schutzgasen	55
5.3	Bestimmung der Heißrissbeständigkeit in Abhängigkeit vom N <sub>2</sub> -Gehalt im Schutzgas beim WIG-Schweißen von selbstbeanspruchten Proben	56
5.3.1	Durchführung der Schweißversuche	56
5.3.2	Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfung	57
5.4	Untersuchungen zum Einfluss des Elementes Stickstoff auf das Heißrissverhalten der Grund- und Zusatzwerkstoffe unter Anwendung des PVR-Versuches	59
5.4.1	WIG-Schweißen von Blindraupen	60
5.4.1.1	Durchführung des PVR-Versuches	60
5.4.1.2	Ergebnisse des PVR-Versuches	60
5.4.2	MSG-Impulslichtbogenschweißen von Auftragraupen	70
5.4.2.1	Durchführung des PVR-Versuches	70
5.4.2.2	Ergebnisse des PVR-Versuches	71
5.5	Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher N <sub>2</sub> -Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner WIG-Schweißgutproben in Form von Auftrag-schweißungen	79
5.5.1	Durchführung der Schweißversuche	79
5.5.2	Versuchsergebnisse	81
5.5.2.1	Sicht- und Farbeindringprüfung	81
5.5.2.2	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung	83
5.5.2.2.1	Bestimmung des N <sub>2</sub> -Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung	83
5.5.2.2.2	Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge	85
5.5.2.3	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften	89
5.5.2.3.1	Zugversuche	89
5.5.2.3.2	Kerbschlagbiegeversuche	91
5.5.2.3.3	Härtemessungen	93
5.5.2.4	Differential-Thermo-Analysen	95
5.6	Charakterisierung unterschiedlicher N <sub>2</sub> -Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY	98
5.6.1	Durchführung der Schweißversuche	98
5.6.2	Versuchsergebnisse	99
5.6.2.1	Sicht- und Farbeindringprüfung	99
5.6.2.2	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung	101



	Seite	
5.6.2.2.1	Bestimmung des N <sub>2</sub> -Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung	101
5.6.2.2.2	Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge	106
5.6.2.3	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften	110
5.6.2.3.1	Zugversuche	110
5.6.2.3.2	Kerbschlagbiegeversuche	112
5.6.2.3.3	Härtemessung	115
5.6.2.4	Differential-Thermo-Analysen	117
5.7	Beurteilung des Einflusses unterschiedlicher N <sub>2</sub> -Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben aus weiteren heißrissensiblen Nickel-Basislegierungen	119
5.7.1	Durchführung der Schweißversuche	119
5.7.2	Versuchsergebnisse	120
5.7.2.1	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung	121
5.7.2.1.1	Bestimmung des N <sub>2</sub> -Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung	121
5.7.2.1.2	Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge	124
5.7.2.2	Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften	127
5.7.2.2.1	Kerbschlagbiegeversuche	127
5.7.2.2.2	Härtemessungen	128
5.8	Elektronenmikroskopische Untersuchungen an ausgewählten Proben zur metallkundlichen Deutung des Stickstoffeinflusses auf die Heißrissbeständigkeit der untersuchten Ni-Basislegierung	131
5.8.1	REM-Untersuchungen	130
5.8.2	TEM-Untersuchungen	134
5.8.3	Ermittlung des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut unter Anwendung der ESMA-Flächenanalyse	138
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Wertung der erreichten Ergebnisse</b>	<b>139</b>
<b>7</b>	<b>Schrifttum</b>	<b>145</b>
	<b>Verzeichnis der Tabellen</b>	<b>155</b>
	<b>Verzeichnis der Bilder</b>	<b>158</b>
	<b>Verzeichnis der Gleichungen</b>	<b>163</b>
	<b>Anhang</b>	

## Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen, Symbole und Abkürzungen

<b>Formelzeichen, Symbol, Abkürzung</b>	<b>Bennennung</b>	<b>Einheit</b>
a	Beschleunigung	mm/s <sup>2</sup>
A	Nahtfläche	mm <sup>2</sup>
A <sub>V</sub>	Kerbschlagarbeit	J
A <sub>5</sub>	Bruchdehnung	%
b	Nahtbreite	mm
b <sub>PVR</sub>	Breite der PVR-Probe	mm
E	Streckenenergie	kJ/cm
E <sub>eff</sub>	Streckenenergie - Effektivwert	kJ/cm
E <sub>m</sub>	Streckenenergie - Mittelwert	kJ/cm
f	Impulsfrequenz	Hz
l <sub>GD</sub>	Länge - Gasdüse	mm
l <sub>K</sub>	Kontaktrohrabstand	mm
I <sub>eff</sub>	Strom - Effektivwert	A
I <sub>G</sub>	Grundstrom	A
I <sub>m</sub>	Strom - Mittelwert	A
I <sub>P</sub>	Impulsstrom	A
I <sub>S</sub>	Schweißstrom	A
K <sub>C</sub>	Kerbschlagzähigkeit	J/cm <sup>2</sup>
L <sub>G</sub>	Gesamtlänge der PVR-Probe	mm
L <sub>0</sub>	Probenausgangslänge	mm
L <sub>r</sub>	Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Heißrisses	mm
R <sub>m</sub>	Zugfestigkeit	N/mm <sup>2</sup>
R <sub>p0,2</sub>	0,2 %-Dehngrenze	N/mm <sup>2</sup>
R <sub>p1,0</sub>	1,0 %-Dehngrenze	N/mm <sup>2</sup>
s	Blechdicke	mm
t	Versuchszeit	min
t <sub>P</sub>	Pulszeit	ms
t <sub>Naht</sub>	Nahttiefe	mm
T	Temperatur	°C
T <sub>L</sub>	Liquidustemperatur	°C
T <sub>S</sub>	Solidustemperatur	°C
T <sub>L-T<sub>S</sub></sub>	Erstarrungsbereich	K
T <sub>ZW</sub>	Zwischenlagentemperatur	°C
U <sub>eff</sub>	Spannung - Effektivwert	V
U <sub>G</sub>	Grundspannung	V

U <sub>m</sub>	Spannung - Mittelwert	U
U <sub>P</sub>	Pulsspannung	V
U <sub>S</sub>	Schweißspannung	V
U <sub>Soll</sub>	Sollspannung	V
V <sub>Dr</sub>	Drahtvorschubgeschwindigkeit	m/min
V <sub>Kr</sub>	kritische Verformungsgeschwindigkeit	mm/min
V <sub>KrMakro</sub>	kritische Verformungsgeschwindigkeit bei Auftreten des ersten Heißrisses auf der Prüfnah (ermittelt bei 10 facher Vergrößerung)	mm/min
V <sub>KrMikro</sub>	kritische Verformungsgeschwindigkeit bei Auftreten des ersten Mikrorisses (ermittelt bei 40 facher Vergrößerung)	mm/min
V <sub>Kr1.ER</sub>	kritische Verformungsgeschwindigkeit bei Auftreten der ersten Erstarrungsrisse (ermittelt bei 40 facher Vergrößerung)	mm/min
V <sub>Kr3WAR</sub>	kritische Verformungsgeschwindigkeit bei Auftreten der ersten 3 Wiederaufschmelzrisse auf 1 cm Prüfnah (ermittelt bei 40 facher Vergrößerung)	
V <sub>max</sub>	Maximale Zuggeschwindigkeit	mm/s
V <sub>PVR</sub>	Zuggeschwindigkeit des PVR-Versuches	mm/min
V <sub>S</sub>	Schweißgeschwindigkeit	cm/min
∅	Durchmesser	mm
DTA	Differential-Thermo-Analyse	
ER	Erstarrungsrisse	
Gw	Grundwerkstoff	
HV	Härte in Vickersseinheiten	
k. A.	keine Angabe	
Max.	Maximalwert	
MDE	Massivdrahtelektrode	
Min.	Minimalwert	
MR	Messreihe	
MSG-Schweißen	Metall-Schutzgasschweißen	
MSGp-Schweißen	Metall-Schutzgas-Impulslichtbogenschweißen	
Mw	Mittelwert	
REM	Rasterelektronenmikroskop	
RT	Raumtemperatur	
SG	Schweißgut	
SL	Schmelzlinie	
TEM	Transektronenmikroskop	
WAR	Wiederaufschmelzrisse	
WEZ	Wärmeeinflusszone	
WIG-Schweißen	Wolfram-Inertgasschweißen	

# 1 Einleitung

Spezifische Werkstoffeigenschaften prädestinieren Hochtemperaturwerkstoffe für den Einsatz in anspruchsvollen Industriebereichen wie dem Kraftwerksbau, dem Ofen- und Wärmebehandlungsanlagenbau sowie der Chemie und Petrochemie. Bedingt durch die Entwicklung neuer Verfahren und dem Zwang zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit bestehender Verfahren sind die Anforderungen an diese Materialien deutlich gestiegen. So ist die Forderung nach Einsatztemperaturen bis zu 1200 °C mit ausreichender Zeitstandfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit heute keine Seltenheit mehr.

Aufgrund ihrer auch unter Langzeitbeanspruchung bei hohen Temperaturen und gleichzeitigem korrosiven Angriff sehr hohen mechanischen Festigkeiten haben sich Hochtemperaturwerkstoffe auf Nickel-Basis im industriellen Einsatz besonders etabliert. Durch ihre werkstoffliche Charakteristik neigt die Gruppe der hochwarmfesten Nickel-Basislegierungen beim Schweißen jedoch zur Bildung von Heißrissen in den Schweißnähten. Die exzellenten Gebrauchseigenschaften dieser Legierungen werden dadurch in hohem Maße eingeschränkt. Als wesentliche Ursachen für die Heißrissensensibilität sind die durch die primäre Austenitstarrung bedingte Neigung zu Unterkühlungen, Seigerungen und Entstehung niedrigschmelzender Phasen zu nennen. Bislang begrenzen sich die metallurgischen Einflussnahmen auf die Heißrissvermeidung der Schweißgüter aus hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen im Wesentlichen auf eine Veränderung der Legierungszusammensetzung und des Gehaltes an Verunreinigungen.

Das Element Stickstoff ist ein sehr preiswertes und gut verfügbares Element, das als Legierungselement bei der Herstellung vieler Werkstoffe teilweise schon seit Jahrzehnten eine breite und sinnvolle Anwendung findet. In der Vergangenheit hat Stickstoff für die Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften von verschiedenen hochlegierten austenitischen und Duplex-Stählen bereits eine große Bedeutung erlangt. Als Hauptgründe sind verschiedene positive Auswirkungen dieses Elementes auf bestimmte Stahleigenschaften zu nennen. Der metallurgische Effekt von Stickstoff als primäres Legierungselement im Hinblick auf die Heißrissvermeidung im hochwarmfesten vollaustenitischen Nickel-Basis-Schweißgut ist hingegen noch nicht Gegenstand wissenschaftlicher Untersuchungen gewesen. Entsprechend kontrovers wird die Nutzung von Stickstoff für die Heißrissproblematik dieser Werkstoffgruppe diskutiert.

Da Stickstoff problemlos dem Schutzgas zugefügt werden kann, bietet sich ein neuer, äußerst einfacher und effektiver Lösungsweg an, um rissensible hochwarmfeste vollaustenitische Nickel-Basislegierungen auch bei Einsatz produktiver Schweißprozesse, wie dem MSG-Schweißprozess, fehlerfrei zu verarbeiten. Dies führt zwangsläufig zu einer Erhöhung sowohl der Qualität als auch der Sicherheit der schweißtechnischen Materialverarbeitung beim Bau von Anlagen bzw. der dazugehörigen Komponenten, wo diese Werkstoffgruppen Verwendung finden. Die hohe Wirtschaftlichkeit zeigt sich besonders auch darin, dass das Konzept der Beimengung von Stickstoff zum Schutzgas ohne nennenswerte Mehraufwendungen auf der gerätetechnischen Seite realisierbar und damit auch für kleine und mittlere Unternehmen finanzierbar ist.

In der Praxis führt die Problematik der Heißrissneigung im Schweißgut hochwarmfester vollaustenitischer Nickel-Basislegierungen beim Anwender zu erheblichen Schwierigkeiten bei der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Werkstoffe. Daraus resultiert ein großer Bedarf nach Möglichkeiten für deren qualitätssichere Verarbeitung. Im Vordergrund stehen hier die Festlegung geeigneter Schweißparameter für eine optimale Stickstoffaufnahme im Schweißgut sowie die Auswirkungen von Stickstoff auf das Schweißprozessverhalten und die Schweißnahtqualität.

Als Untersuchungsgegenstand der vorliegenden Arbeit werden vier praxisrelevante Vertreter heißrissensibler hochwarmfester Nickel-Basislegierungen ausgewählt. Diese Grundwerkstoffe unterscheiden sich hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung und den eingesetzten Mechanismen zur Festigkeitssteigerung des Matrixgefüges voneinander. Unter Verwendung geeigneter Schweißzusätze soll die Möglichkeit zur Beeinflussung der Heißrissensibilität dieser Legierungen über eine Stickstoffzuführung im Schutzgas beim WIG- und MSG-Impulslichtbogen-Schweißen methodisch untersucht sowie auftretende metallurgische Wirkungsmechanismen geklärt werden. Durch die im Rahmen der vorliegenden Arbeit zu realisierenden systematischen wissenschaftlichen als auch an Praxisbedürfnissen orientierten Untersuchungen soll das bestehende Wissensdefizit zum Einfluss von Stickstoff auf das Eigenschaftsbild der ausgewählten Nickel-Basislegierungen grundlegend geklärt werden.

In der Lösung des markanten Problems der Heißrissigkeit hochwarmfester vollaustenitischer Ni-Basislegierungen wird eine neue, bisher noch nicht erforschte Verfahrensweise gesehen, Schweißverbindungen dieser Werkstoffgruppen fehlerfrei zu fertigen. Dies ist besonders wichtig, da es sich hierbei um Werkstoffe handelt, die neben den bereits genannten anspruchsvollen Anwendungsfeldern, auch in neuen Marktsegmenten, wie der Umwelttechnik, Einsatz finden können und deren Gebrauchswert entscheidend durch eine qualitätssichere und produktive Materialverarbeitung bestimmt wird. Überdies ist einzuschätzen, dass Stickstoff als Schutzgaskomponente bisher kaum Anwendung beim Schweißen hochlegierter austenitischer Materialien findet. Die daraus resultierenden Unsicherheiten bei vielen Anwendern in Bezug auf die Einsatzmöglichkeiten dieses Gases sollen ebenfalls mit den durchzuführenden wissenschaftlichen Untersuchungen abgebaut werden.

Innovatives Nutzungspotenzial für die angestrebten Resultate wird in der Schutzgastechnik, Grund- und Zusatzwerkstoffherstellung sowie bei der schweißtechnischen Materialverarbeitung gesehen. Zudem können die zu erwartenden Ergebnisse zur Erhöhung der Zuverlässigkeit und der Sicherheit von Schweißkonstruktionen aus den im Mittelpunkt der Untersuchungen stehenden Materialien beitragen.

## **2 Stand der Wissenschaft und Technik**

### **2.1 Charakterisierung hochwarmfester vollaustenitischer Nickel-Basislegierungen**

#### **2.1.1 Einführung: Nickellegierungen**

Eine wesentliche Eigenschaft des Nickels ist die Bildung von Mischkristall-Legierungen in weiten Konzentrationsbereichen z. B. mit den Elementen Kupfer, Chrom, Eisen und Molybdän. Die Festigkeitseigenschaften und Korrosionsbeständigkeiten dieser Mischkristall-Legierungen sind denen des reinen Nickels weit überlegen. Es wird angenommen, dass die bessere Korrosionsbeständigkeit auf eine Ausweitung der Passivität oder auch auf ein zunehmend edleres Legierungsverhalten zurückzuführen ist. Durch die Art und Menge der Legierungsbestandteile wird das Verhalten in Gasen bei hohen Temperaturen ebenso beeinflusst, wie die mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen. Erhebliche Festigkeitssteigerungen sind durch den Zusatz mischkristallverfestigender (Chrom, Kobalt, Molybdän, Wolfram) und ausscheidungshärtender (Titan, Niob, Aluminium) Zusätze erreichbar. Auch die Schweißbarkeit der Nickellegierungen ist von der Art und dem Gehalt an Legierungselementen abhängig. Sie wird z. B. durch Beimengungen an Schwefel, Zinn oder Blei meist nicht so stark beeinträchtigt wie gegenüber Zusätzen an Reinnickel. Sehr geringe Anteile an Aluminium und Silizium fördern die Schweißbarkeit beispielsweise infolge ihrer desoxidierenden Wirkung. Bei Gehalten von mehr als 1 % hingegen erhöhen beide Legierungselemente die Heißrissneigung. [1; 2]

Nickel-Basiswerkstoffe können in die Kategorien:

- Standard-Legierungen,
- Super-Legierungen und
- Legierungen mit speziellen physikalischen Eigenschaften

eingeteilt werden (Bild 1). Eine Unterteilung innerhalb dieser Gruppen erfolgt in Abhängigkeit der enthaltenen Hauptlegierungselemente Kupfer, Chrom, Eisen und Molybdän. Diese verleihen den Nickelwerkstoffen ihre außerordentlichen korrosions- und hitzebeständigen sowie hochwarmfesten Eigenschaften.

Nickel bildet mit Kupfer in jedem beliebigen Mischungsverhältnis Mischkristalle. Gegenüber dem reinen Nickel verfügen diese Legierungen auch bei erhöhten Temperaturen über größere Festigkeiten. [3]

Mit Eisen bildet Nickel Mischkristall-Legierungen über einen weiten Konzentrationsbereich. Für die Schweißtechnik hat die Fe-Legierung mit 36 % Nickel als Werkstoff für Membrantanks von Flüssiggastankern und –rohrleitungen Bedeutung erlangt. [3]

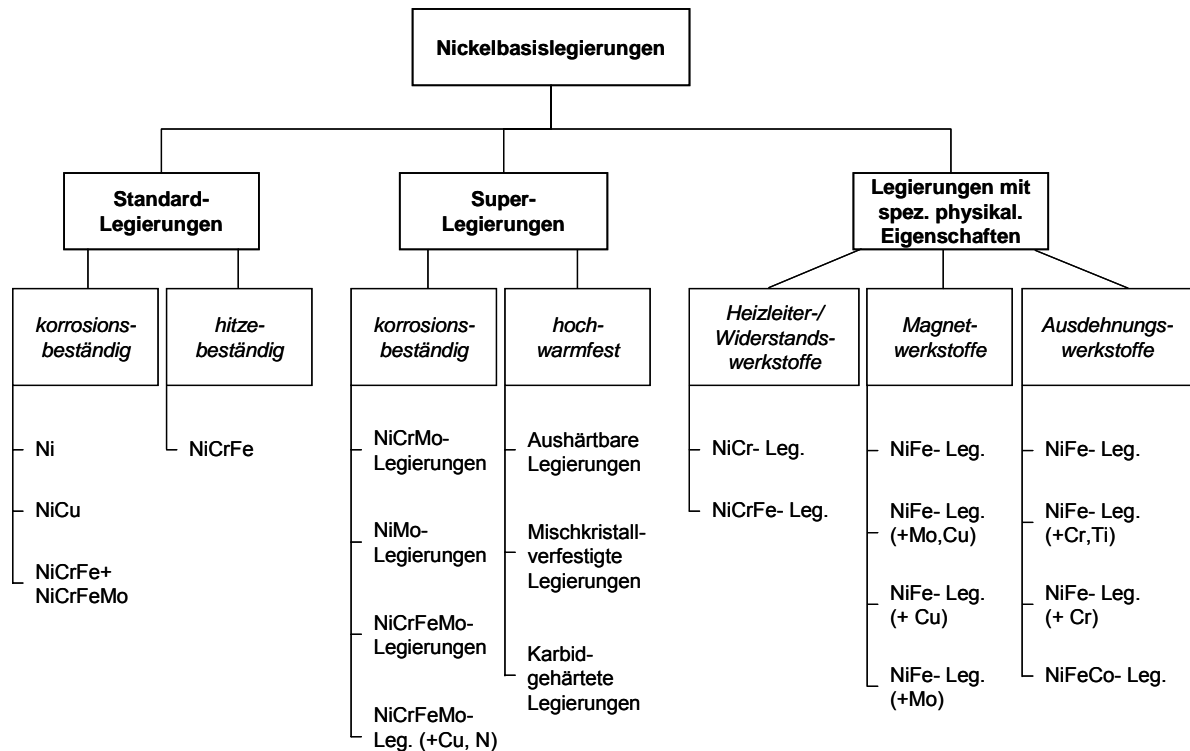


Bild 1: Einteilung von Nickel-Basislegierungen [1]

Mit Chrom bildet Nickel ebenfalls über einen weiten Bereich Mischkristall-Legierungen aus, die sich durch eine gute Korrosionsbeständigkeit auch bei hohen Temperaturen gegenüber gasförmigen Halogenverbindungen und einer ausgezeichneten Oxidations-, Aufkohlungs- und Aufstickungsresistenz auszeichnen. Auch die Zunderständigkeit und die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen werden durch Chrom gesteigert. Chromhaltige Nickel-Legierungen neigen beim Schweißen in Gegenwart anderer Elemente stark zur Heißrissbildung. Schon geringe Silizium- und Bor-Gehalte steigern die Heißrissneigung bedeutend. Bei den aushärtbaren Nickel-Legierungen erhöht sich die Heißrissempfindlichkeit mit zunehmenden Aluminium- und Titan-Gehalten. Durch Niob sowie einen auf den Silizium-Gehalt abgestimmten Anteil an Kohlenstoff kann die Heißrissneigung vermindert und die Duktilität der Schweißverbindungen erhöht werden. [2; 3]

Nickel-Molybdän-Legierungen sind durch einen sehr hohen Molybdän-Gehalt charakterisiert, der diesen Legierungen neben einer überdurchschnittlichen Resistenz gegenüber reduzierend wirkenden Angriffsmitteln, wie beispielsweise Säure, auch eine hohe Warmfestigkeit verleiht. Durch zusätzliche Eisen-Anteile ist eine Verbesserung der Duktilität erzielbar. Nickel-Molybdän-Legierungen neigen beim Schweißen ebenfalls zur Bildung von Heißrissen. Die Porenanfälligkeit ist jedoch geringer als die der Nickel-Kupfer- und stärker als die der Nickel-Chrom-Legierungen. Aufgrund ihrer sehr hohen Mo-Gehalte sind NiMo-Legierungen gegenüber reduzierenden Säuren äußerst beständig. Industriell finden sie deshalb vor allem dort Einsatz, wo die Beständigkeit austenitischer Chrom-Nickel-Stähle nicht mehr genügt. [2; 4]

Nickel-Chrom-Molybdän-Legierungen sind mischkristallgehärtete Hochtemperaturwerkstoffe, deren hohe Warmfestigkeit u. a. auf das Zulegieren von Molybdän und der Ausscheidung von Karbiden zurückzuführen ist. Sie verbinden die gute Beständigkeit der Nickel-Molybdän-Legierungen unter reduzierender Beanspruchung mit der guten Beständigkeit der Nickel-

Chrom-Legierungen unter oxidierenden Bedingungen. Die Entwicklung der Nickel-Chrom-Molybdän-Legierungen begann mit dem Werkstoff alloy C. Zu den technisch bedeutsamen Nickel-Chrom-Molybdän-Legierungen gehört die Legierung alloy C-276. Der extrem niedrige Kohlenstoff- und Silizium-Gehalt dieser Legierung soll zusammenhängende Korngrenzenausscheidungen in der Wärmeeinflusszone verhindern. Nickel-Chrom-Molybdän-Legierungen finden aufgrund ihrer Eigenschaften in vielen Bereichen der chemischen Verfahrenstechnik wie auch der Umwelttechnik Anwendung. [4; 5]

### **2.1.2 Hochwarmfeste Werkstoffe: Definition und Kenntnisstand**

Ausgehend von den individuellen Erfahrungen und gesammelten Erkenntnissen im Umgang mit diesen Werkstoffen sind die Vorstellungen des Begriffes „Hochtemperaturwerkstoffe“ oftmals subjektiv. Entgegen der Annahme, dass in den verschiedenen Regelwerken eine genaue Definition der Hochtemperaturwerkstoffe festgelegt ist, existiert eine allgemeingültige Definition jedoch nicht. Begründet ist dies in den bislang unklaren Beurteilungskriterien bei der Festlegung hinsichtlich der Anforderungen an Hochtemperaturwerkstoffe.

Bezogen auf die genannten Einsatzgebiete dieser Werkstoffe und die in diesen Bereichen bestehenden hohen thermischen Ansprüchen wird nach [6] an solche Hochtemperaturwerkstoffe eine praxiskonforme Mindesttemperaturbelastbarkeit von 400 bis 500 °C gestellt. Eine klare Definition der metallischen Werkstoffe für den Hochtemperaturbereich ist dadurch aber noch nicht gegeben.

In den verschiedenen Regelwerken sind unterschiedliche Begriffbestimmungen für Hochtemperaturwerkstoffe zu finden. Nach DIN EN 10088-1 [7] gelten als warmfest ferritische, semi-ferritische, martensitische und ausscheidungshärtende sowie austenitische Stähle, „vielfach mit einem erhöhten Kohlenstoffgehalt“. Eine konkrete Temperatur wird in der Norm nicht genannt.

DIN EN 10302 [8] definiert unter dem Gesichtspunkt hochwarmfeste martensitische und austenitische Werkstoffe „Stähle...mit einem Mindestchromgehalt von 8 %, die sich durch ein gutes mechanisches Verhalten unter Langzeitanwendungsbedingungen bei Temperaturen über 500 °C auszeichnen...“.

Eine Abgrenzung von warm- und hochwarmfesten Werkstoffe gegenüber hitzebeständigen Werkstoffen wird in der DIN EN 10095 [9] vorgenommen. Danach sind hitzebeständig „Werkstoffe, ... die bei Temperaturen oberhalb 550 °C aufgrund ihrer ausgezeichneten Beständigkeit gegen die Einwirkung heißer Gase und Verbrennungsprodukte eingesetzt werden und ... gute mechanische Eigenschaften bei Kurz –und Langzeitbeanspruchung aufweisen“. Der hier genannte Temperaturbereich entspricht der Temperatur, ab welcher mit Korrosion infolge beginnender FeO-Bildung bei un- und niedriglegierten Legierungen auf Fe-Basis zu rechnen ist.

Nach [10] sind alle diejenigen Legierungen hochwarmfest, die oberhalb von 550 °C langzeitige und ausreichend hohe mechanisch-technologische Eigenschaften sowie Hochtemperatur-Korrosionsbeständigkeit aufweisen. Zu den hitzebeständigen Legierungen gehören demnach alle Werkstoffe, die sich durch eine besondere Beständigkeit gegenüber heißen Gasen und Verbrennungsprodukten oberhalb 550 °C auszeichnen. An diese Materialien werden geringere Anforderungen an die Langzeitfestigkeit bei hohen Tempera-



turen gestellt. Eine Möglichkeit zur Abgrenzung hitzebeständiger gegenüber hochwarmfester Legierungen nach [11] verdeutlicht Bild 2.

Zeitstandfestigkeiten *oberhalb* der angegebenen Werte: **hochwarmfeste Werkstoffe**



Zeitstandfestigkeit	Temperatur [°C]				
	600	700	800	900	1000
$R_m / 10^4$ [N/mm <sup>2</sup> ]	140	70	35	18	9
$R_m / 10^5$ [N/mm <sup>2</sup> ]	90	30	10	3,5	-



Zeitstandfestigkeiten *unterhalb* der angegebenen Werte: **hitzebeständige Werkstoffe**

Bild 2: Abgrenzung hitzebeständiger und hochwarmfester Legierungen [10; 11]

Für die Verwendung im Hochtemperaturbereich  $\geq 750$  °C stehen heute neben Werkstoffen auf der Basis hochschmelzender Metalle, Keramiken, Keramik-Metall-Verbunde und Gläser auch so genannte *Superlegierungen* auf Eisen-, Nickel- und Kobaltbasis zur Verfügung. [12]

Fe- und Ni-Basislegierungen verfügen aufgrund ihrer Aushärtbarkeit im Temperaturbereich bis etwa 850 °C über außergewöhnlich hohe Festigkeiten. Co-Basislegierungen sind nicht aushärtbar. Sie erlangen ihre Festigkeit durch Mischkristallverfestigung sowie Karbidhärtung und erreichen deshalb nicht die Festigkeitswerte aushärtbarer Fe- und Ni-Basislegierungen. Die maximale Einsatztemperatur von Ni-Basislegierungen liegt bei ca. 1200 °C. In diesem Temperaturbereich sind ihre Festigkeitseigenschaften nur noch gering.

Bei noch höheren Belastungen und Einsatztemperaturen gelangen hochschmelzende Metalle oder Legierungen, wie z.B. Wolfram, Tantal, Molybdän, die aufgrund ihrer Schmelzpunkte oberhalb von 1000 °C höhere Festigkeiten als die niedriger schmelzenden Nickel- und Kobalt-Basislegierungen aufweisen, zur Anwendung. Nachteilig für die Verwendung dieser Metalle und ihrer Legierungen ist neben der hohen Dichte vor allem die ab 400 °C einsetzende starke Oxidation.

Die Gruppe der Gläser und Keramiken zählt ebenfalls zu den Hochtemperaturwerkstoffen. Für das Festigkeitsverhalten dieser Werkstoffe gibt es keine verbindlichen Werte.

Aufgrund der hohen Schmelzpunkte und Formstabilität sind auch die Oxidkeramiken den Hochtemperaturwerkstoffen zuzurechnen. Die Temperaturbeständigkeit der mechanischen Eigenschaften ist von der Phasenstabilität abhängig.

Kohlenwerkstoffe gehören auch zu den Hochtemperaturwerkstoffen. Sie nehmen wegen ihrer Temperaturbeständigkeit, des thermischen Ausdehnungsverhaltens, des spezifischen elektrischen Widerstandes sowie der Wärmeleitfähigkeit eine Stellung zwischen den Metallen und Nichtmetallen einnehmen.

Die hohen Festigkeitswerte sowie die Korrosionsbeständigkeit im Temperaturbereich ab 500 °C begründen den Einsatz der Hochtemperaturwerkstoffe in zahlreichen Industriebereichen. Als typische Anwendungen sind zu nennen [13]:

- metallurgische Prozesse,
- die thermische Behandlung von Werkstoffen,
- Anlagen zur Energieerzeugung,
- chemische und petrochemische Prozessen,
- bei der thermischen Müllentsorgung,
- für Komponenten im Ofenbau (Ofenrollen, Haubenöfen, Brennhauben,...) und
- als Komponenten für Gasturbinen.

### **2.1.3 Werkstoffliche Grundlagen und Mechanismen zur Festigkeitssteigerung**

Wie bereits erwähnt, sind Hochtemperaturwerkstoffe aufgrund ihres Eigenschaftsbildes für den Einsatz im Kraftwerksbau, in der Wärmetechnik, im Ofenbau sowie Kohlevergasungsanlagen prädestiniert. Der Zwang zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit von Wärmebehandlungsanlagen in den genannten Einsatzbereichen führt zur Ablösung langfristig bewährter Materialien durch neue Legierungen. Bis zu Temperaturen von 550 °C genügen warmfeste ferritische Stähle. Bei höheren Temperaturen fallen die mechanischen Eigenschaften dieser Stähle jedoch drastisch ab. Austenitische nickellegierte Edelstähle und Eisenbasislegierungen verfügen über höhere Warmfestigkeitseigenschaften. Eine weitere Steigerung der Warmfestigkeitseigenschaften dieser Werkstoffe bis zu Einsatztemperaturen von 1200 °C ist durch Mischkristallhärtung oder andere Mechanismen möglich. Neben den bisherigen Legierungsbestandteilen Eisen, Chrom und Nickel sind dafür weitere Elemente, wie beispielsweise Molybdän, Wolfram, Kobalt, Titan oder Aluminium, erforderlich. Die erwähnten austenitischen Edelstähle weisen gegenüber diesen Legierungselementen jedoch nur eine beschränkte Löslichkeit auf. Dem kann durch eine Steigerung des Nickelgehaltes begegnet werden, wobei höchstlegierte Werkstoffe kaum noch Eisen enthalten. Hochtemperaturwerkstoffe basieren deshalb häufig auf dem Element Nickel, weil hier eine hohe Löslichkeit für solche Legierungselemente vorliegt, welche die Warmfestigkeitseigenschaften und auch die Korrosionsbeständigkeit in günstiger Weise beeinflussen. Prinzipiell genügen keramische Werkstoffe zwar auch den Anforderungen nach hoher Warmfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit, jedoch konnten sich diese Materialien aufgrund ihres hohen Preises sowie ihrer unzureichenden Füge- und Umformbarkeit im Hochtemperaturbereich nicht durchsetzen. [11; 14].

Die Tabelle A 1 (Anhang) gibt eine Übersicht häufig eingesetzter hochwarmfester Nickel-Basiswerkstoffe nach [15]. Diese Werkstoffe zeichnen sich durch hohe mechanische Festigkeiten unter Langzeitbeanspruchung bei hohen Temperaturen und gleichzeitigem korrosiven Angriff aus. Sie unterscheiden sich in aushärtbare und nicht aushärtbare Legierungen. Ein wesentlicher Unterschied besteht in ihrer Zeitstandfestigkeit. Im Bild 3 sind die Zeitstandfestigkeiten einiger aushärtbarer Legierungen im ausgehärteten Zustand vergleichend der nicht aushärtbaren Nickel-Basislegierung alloy 602 CA gegenübergestellt. Man erkennt, dass die außergewöhnlich hohen Festigkeiten der aushärtbaren Legierungen nur bis etwa 800 - 850 °C erhalten bleiben.

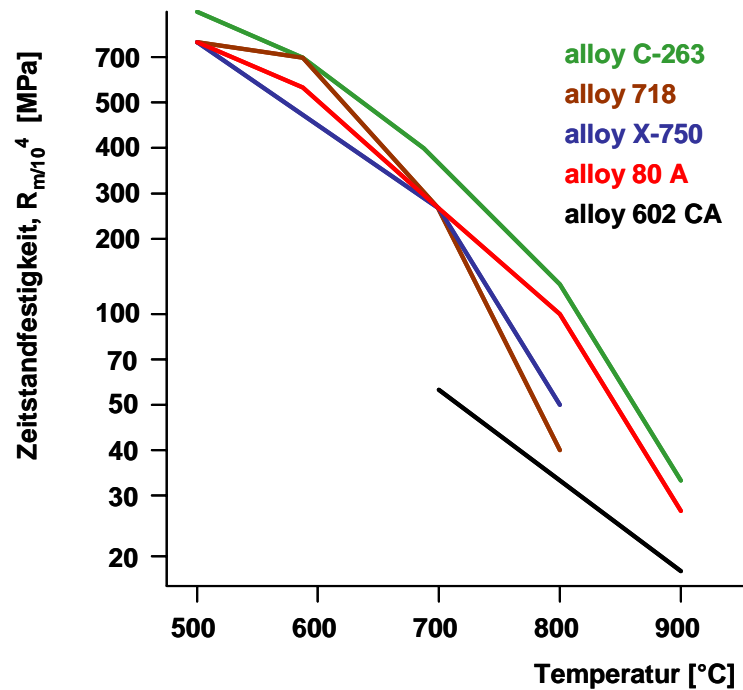


Bild 3: 10.000 h Zeitstandfestigkeiten verschiedener aushärtbarer Nickel-Basislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur [15]

Nicht aushärtbare hochwarmfeste Ni-Basislegierungen werden im lösungsgeglühten Zustand verarbeitet bzw. eingesetzt. Die bei etwa 1220 °C durchgeführte Lösungsglühung führt zu einer Verbesserung der Zeitstandfestigkeit dieser Werkstoffe bei erhöhten Temperaturen. Bild 4 zeigt die Zeitstandfestigkeiten einiger ausgewählter nicht aushärtbarer hochwarmfester Ni-Basislegierungen. Bei Temperaturen von ca. 850 °C erreicht die Legierung alloy 617 aufgrund ihrer hohen Mo- und Co-Gehalte die höchsten Festigkeiten. Im Temperaturbereich bis 1200 °C hebt sich die Legierung alloy 602 CA (Werkstoff-Nr. 2.4633) signifikant von den Nickel-Basislegierungen alloy 601 H (Werkstoff-Nr. 2.4851), alloy 600 H (Werkstoff-Nr. 2.4816) und alloy 617 (Werkstoff-Nr. 2.4663) ab. Die deutliche Überlegenheit von alloy 602 CA ist durch die bei diesen Temperaturen noch wirksame Karbidhärtung begründet. [14; 15; 16]

Die aufgeführten Hochtemperaturwerkstoffe erlangen durch die Kombination von Nickel und Chrom eine hervorragende Beständigkeit gegenüber reduzierenden und oxidierenden korrosiven Medien. Hohe Nickel- und Chromgehalte bieten Beständigkeit gegen Oxidation und Aufkohlung. Auch bei Tiefsttemperaturen versprechen diese Legierungen nicht, besitzen eine gute Zug- und Wechselfestigkeit und weisen auch bei hohen Temperaturen hervorragende Zeitstandeigenschaften auf.

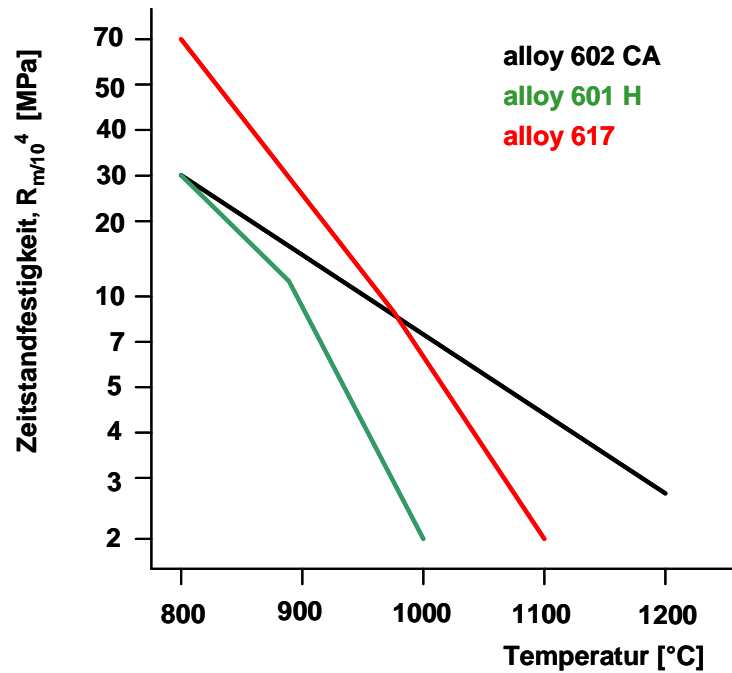


Bild 4: 10.000 h-Zeitstandfestigkeiten ausgewählter hochwarmfester Ni-Basislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur [15]

Die Legierung NiCr23Fe (alloy 601 H) ist eine NiCrFe-Legierung mit geringen Anteilen an Aluminium und Titan. Sie ist charakterisiert durch eine hervorragende Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen und eine gute Beständigkeit unter aufkohlenden Bedingungen sowie aufgrund ihres hohen Cr- und Al-Gehaltes in oxidierenden schwefelhaltigen Atmosphären. Als wesentliche Kriterien für ihre Auswahl im praktischen Einsatz gelten die Zeitstandfestigkeit im Temperaturbereich zwischen 600 und 900 °C, die Korrosionsbeständigkeit in Ammoniakspalt-, Nitrier- und Aufkohlungsanlagen sowie die hohe Zunderbeständigkeit bis 1200 °C. [17]

Bei der Legierung NiCr21Co12Mo (alloy 617) handelt es sich um einen Hochtemperaturwerkstoff, der durch einen Mo-Gehalt von durchschnittlich 9 % und einen Co-Gehalt von ca. 12 % gekennzeichnet ist. Infolge des Legierungssystems weist alloy 617 im Temperaturbereich zwischen 700 und 950 °C wesentlich höhere Zeitstandfestigkeiten gegenüber den bisher vorgestellten Legierungen auf. Seine hohe Warmfestigkeit verdankt dieser Werkstoff u. a. dem Zulegieren von Molybdän und der daraus resultierenden Mischkristallverfestigung. Bis 1100 °C ist dieser Werkstoff gekennzeichnet durch eine sehr gute Festigkeit und Kriech-eigenschaft und gute Beständigkeit gegen Aufkohlung sowie Oxidation. In der praktischen Anwendung ist alloy 617 besonders für Anwendungen geeignet, bei denen hohen Temperaturen und große mechanische Beanspruchungen auftreten. Typische Anwendungen sind Komponenten für fliegende und stationäre Gasturbinen (Brennkammern), Hochtemperatur-Wärmetauscher, und gasgekühlte Hochtemperatur-Reaktoren. [18]

Diese beiden vorgestellten hochwarmfesten Superlegierungen sind aufgrund ihrer begrenzten Oxidationsbeständigkeit nur für Temperaturen bis ca. 1200 °C einsetzbar. Mit der 1992 in den Markt eingeführten Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (alloy 602 CA) wurde jedoch einen Werkstoff geschaffen, der eine ausreichende Langzeitfestigkeit und Hochtemperatur-Korrosionsbeständigkeit für Einsatztemperaturen bis zu 1200 °C aufweist und deren Verarbeitbarkeit sich nur unwesentlich von der bekannter Ni-Basislegierungen unterscheidet.

Die genannten Eigenschaften werden durch verschiedene Legierungselemente, wie z. B. Chrom, Aluminium Kohlenstoff, Titan, Zirkon und Yttrium, in der Ni-Matrix erreicht. Der für Ni-Basislegierungen mit ca. 0,18 bis 0,20 % sehr hohe C-Gehalt gewährleistet bei der Legierung NiCr25FeAlY in Verbindung mit etwa 25 % Chrom die Ausscheidung gleichmäßig verteilter primär ausgeschiedener Karbide des Typs  $M_{23}C_6$  und/oder  $M_7C_3$ , die eine Größe von etwa 5 bis 10  $\mu\text{m}$  aufweisen. Diese Ausscheidungen liegen nicht bevorzugt auf den Korngrenzen vor und neigen nicht zur Bildung von zusammenhängenden Korngrenzenfilmen, sondern sind bei geeigneter Wärmebehandlung (Lösungsglühung) fein verteilt in der Matrix vorhanden. Auch das Mikrolegieren mit den Elementen Titan und Zirkon fördert die Bildung fein verteilter Karbide und Karbonitride in der Ni-Matrix. Aufgrund ihrer außergewöhnlich hohen thermischen Stabilität sind die Primärkarbide als Festigkeitsträger bis zu Einsatztemperaturen von 1250 °C wirksam und bedingen dadurch die sehr guten Zeitstandfestigkeiten im Hochtemperaturbereich. Der Werkstoff NiCr25FeAlY besitzt neben den genannten Festigkeitseigenschaften auch eine hohe zyklische Oxidations- und Aufkohlungsbeständigkeit. Die gute Oxidationsbeständigkeit wird durch das Element Aluminium erlangt, durch welches sich eine homogene und selbstreparierende  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schicht ausbildet. Yttrium erhöht die Adhäsion und verhindert das Abplatzen dieser oxidischen Schicht und beeinflusst dadurch die Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit positiv. Die Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY ist in zwei Varianten verfügbar:

1. Lösungsgeglüht bei 1180 °C mit Korngrößen kleiner als 70  $\mu\text{m}$ . Vorrangiger Einsatz für Anwendungen, wo nur eine Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit und keine Zeitstandfestigkeit gefordert werden.
2. Lösungsgeglüht bei Temperaturen über 1200 °C mit Korngrößen größer als 70  $\mu\text{m}$  für Anwendungen, wo zugleich gute Hochtemperaturkorrosionseigenschaften und hohe Zeitstandfestigkeiten notwendig sind.

Bedingt durch ihre prägnanten Eigenschaften findet diese Legierung vorrangig in folgenden Industriebereichen Anwendung:

- Wärmebehandlungsanlagenbau (Ofenrollen, Transportrollen, Drahtförderbänder),
- chemische und petrochemische Industrie (Komponenten für die Herstellung von Wasserstoff und Phenol, Sekundärreformer),
- Automobilindustrie (Komponenten in Abgassystemen und Abgasentgiftungsanlagen),
- Nuklearindustrie (Glastiegel für das Einschmelzen von radioaktivem Abfall),

[14; 19; 20; 21; 22].

Der Festigkeit von Hochtemperaturwerkstoffen kommt eine sehr wesentliche Bedeutung zu, da das plastische Verformungsvermögen dieser Werkstoffe aufgrund ihrer Einsatzgebiete meistens vollständig in Anspruch genommen wird. Zur Gewährleistung ausreichender Festigkeiten bei hohen Temperaturen sind alle Maßnahmen geeignet, die einerseits die Temperatur beginnender Aufschmelzung heraufsetzen und andererseits die Diffusion und das Korngrenzengleiten, d. h. die Bewegung von Versetzungen, erschweren. Die Verfestigungsmechanismen, die bei Hochtemperaturwerkstoffen genutzt werden, um hohe Zeitstandfestigkeiten zu erlangen, sind sehr unterschiedlich [11]. Zum Erreichen hoher Warmfestigkeitseigenschaften einer kubisch flächenzentrierten austenitischen Matrix stehen sechs wesentliche Möglichkeiten zur Verfügung (Bild 5).

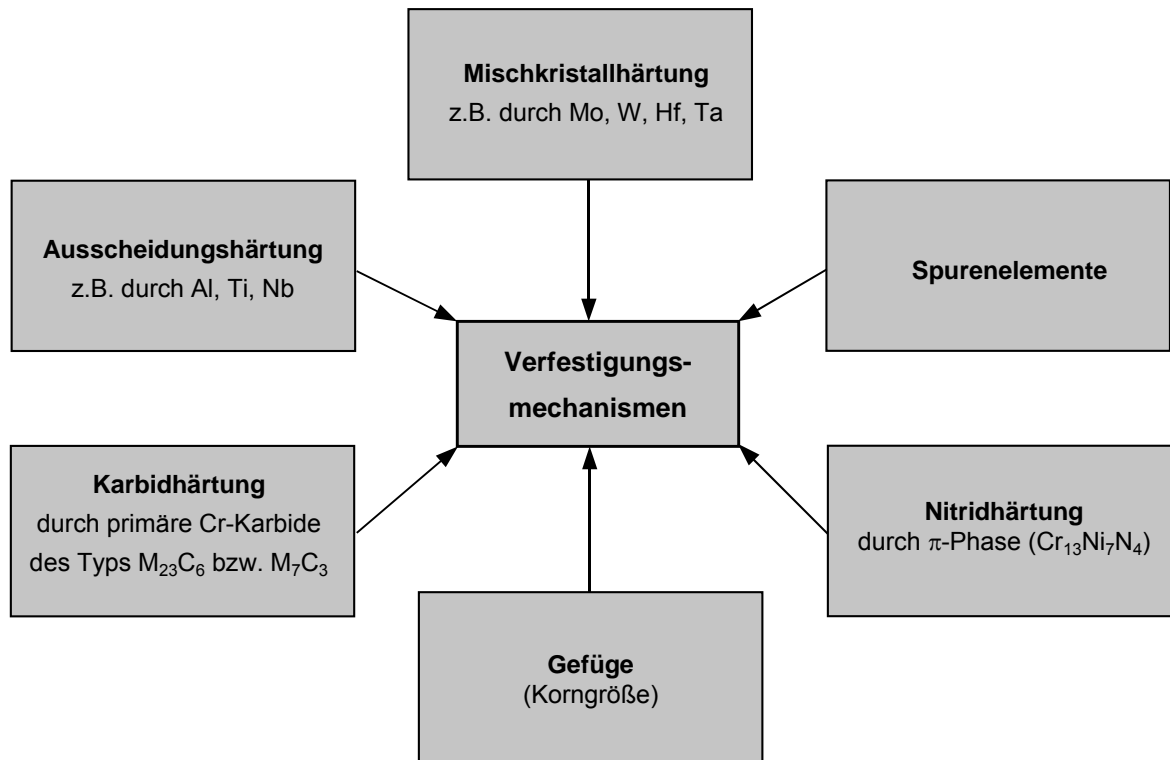


Bild 5: Möglichkeiten zur Steigerung der Warmfestigkeit hochwarmfester Nickel-Basislegierungen [11]

Bei den Rahmen dieser Arbeit untersuchten hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen werden die Warm- und Zeitstandsfestigkeiten vorrangig durch die Mischkristall-, Ausscheidungs- und Karbidhärtung erreicht. Deshalb sollen nur diese drei Mechanismen vorgestellt und näher erläutert werden.

### Ausscheidungshärtung

Bei Fe- und Ni-Basislegierungen kann durch die Elemente Titan, Aluminium und Niob eine Ausscheidungshärtung erzielt werden. Die genannten Elemente sind in diesen Legierungen nur in begrenztem Umfang löslich, so dass aus einem Mischkristall durch eine geeignete Glühbehandlung fein verteilte intermetallische Ausscheidungen in der Matrix erzeugt werden. Diese Ausscheidungen ( $\gamma'$ - bzw.  $\gamma''$ -Phasen) erschweren die Bewegung von Versetzungen. Versetzungsbewegungen in der Matrix erfolgen deshalb entweder durch Schneiden oder Umgehung der ausgeschiedenen Teilchen. Die Verwendung von ausscheidungsgehärteten Hochtemperaturlegierungen ist hinsichtlich der Einsatztemperaturen (Verlust der Warmfestigkeitseigenschaften durch Überalterung bzw. Auflösung der Teilchen), durch die geringere Duktilität sowie die eingeschränkte Schweißbarkeit begrenzt. Mit dem Zulegieren von Kobalt kann die Löslichkeitsgrenze für Titan und Aluminium in Nickel-Basislegierungen angehoben werden, jedoch bleiben die maximalen Einsatztemperaturen trotzdem auf 850 °C beschränkt. [15; 23]

### Mischkristallhärtung

Durch das Zulegieren eines in der Matrix löslichen Elementes wird eine Festigkeitssteigerung erzielt. Dies erfolgt hauptsächlich durch Verzerrung des Atomgitters, wodurch die Bewegungsmöglichkeit von Versetzungen eingeschränkt wird. Eine weitere Auswirkung ist die Verringerung der Stapelfehlerenergie des Kristallgitters, die zur Behinderung der Quergleitprozesse von Versetzungen führt. Für die Mischkristallhärtung sind diffusionsträge Elemente wie Molybdän, Wolfram, Hafnium und Tantal besonderes geeignet. Aufgrund ihres positiven Einflusses auf die Korrosionsbeständigkeit der Nickelbasislegierungen finden Kobalt und Chrom ebenfalls Anwendung. Die genannten Elemente bewirken eine Erhöhung der Zeitstandfestigkeit, während Silizium einen deutlich zeitstandreduzierenden Einfluss ausübt. Zu den Ni-Basislegierungen, die eine Festigkeitssteigerung durch Mischkristallhärtung erfahren, gehören z. B. die Legierungen alloy 601 H und alloy 617. Da bei den mischkristallhärtenden Nickel-Basislegierungen außer einem geringen Kornwachstum keine weiteren Gefügeveränderungen zu erwarten sind, gelten diese gegenüber den ausscheidungshärtenden Legierungen als besser schweißgeeignet. [15; 27; 24]

### Karbidhärtung

Die Steigerung der Warmfestigkeit durch Karbidhärtung war bislang vor allem bei warmfesten austenitischen Edelstählen von großer Bedeutung. Eine Erhöhung des Ni-Gehalts in austenitischen Legierungen führt zu einer Reduzierung der Löslichkeit für Kohlenstoff. Dies führt bei gleichen Kohlenstoffgehalten zu einer verstärkten Ausscheidung von Karbiden, vorzugsweise an den Korngrenzen. Bei Hochtemperaturlegierungen auf Nickel-Chrom-Eisen-Basis, wie alloy 800 H (1.4958), wird dieser Effekt genutzt, um die Zeitstandfestigkeiten zu erhöhen. Zur Stabilisierung der Korngrenzen sind am besten kleine, kreisförmige nicht zusammenhängende Karbide geeignet. Dies sind vor allem primär ausgeschiedene MC und  $M_6C$ -Karbide, basierend auf Molybdän, Wolfram, Titan oder Niob. Da die meisten Hochtemperaturlegierungen aus Korrosionsgründen hohe Chromgehalte enthalten, ist unter Betriebsbedingungen die Bildung von  $M_{23}C_6$ -Karbiden meist unumgänglich. Dieses Karbid hat die Neigung zur Ausbildung zusammenhängender Korngrenzenausscheidungen. Da Karbide von Natur aus spröde sind, stellen diese Korngrenzen dann einen bevorzugten Pfad für Risswachstum dar und reduzieren somit die Kriechbeständigkeit. Auch neigen die  $M_{23}C_6$ -Karbide bei hohen Temperaturen zur Agglomeration, d. h. zur Bildung weniger, aber größer Karbide auf den Korngrenzen. Diese stellen ebenfalls Ausgangspunkte für eine Rissbildung dar. Auch das Abgleiten der Korngrenzen wird unterstützt, wodurch ein Abfall der Zeitstandfestigkeit eintritt.

Die Steigerung der Warm- und Zeitstandfestigkeit durch ausgeschiedene Karbide eröffnet dennoch interessante Möglichkeiten für neue Werkstoffkonzepte aufgrund [25]:

- der effizienten Verfestigung, insbesondere bei hohen Temperaturen durch thermisch stabile Karbide,
- der geringen Beeinträchtigung der Hochtemperaturkorrosion durch Chromkarbide,
- keiner Erhöhung des spezifischen Gewichtes. wie z. B. bei den mischkristallverfestigend wirkenden Elementen Molybdän und Wolfram und
- einer guten Verfügbarkeit.

Die Steigerung der Warm- und Zeitstandfestigkeit ist besonders für die warmfesten austenitischen Stähle von Bedeutung, da eine Mischkristallverfestigung durch Elemente wie Molybdän und Wolfram wegen deren beschränkter Löslichkeit nur begrenzt möglich ist. Der steigende Bedarf an Werkstoffen, die bis zu 1200 °C einsetzbar sind, sowie die Tatsache, dass aufgrund der hohen Beweglichkeit der Atome bei hohen Temperaturen die Mischkristallverfestigung an Wirksamkeit verliert, führte zur Idee, die Karbidhärtung auch auf Nickellegierungen zu übertragen. Dies wurde erstmalig 1992 mit der *Primärkarbidhärtung* für die Legierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) großtechnisch realisiert. Hierbei wird der Löslichkeitssprung von Kohlenstoff in Nickel-Basislegierungen beim Übergang flüssig/fest für eine Karbidhärtung genutzt. Der hohe Cr- und C-Gehalt dieser Legierung führt zur Ausscheidung von primären Cr-Karbiden des Typs  $M_{23}C_6$  und/oder  $M_7C_3$ . Da diese primär ausgeschiedenen Chromkarbide bis zu Temperaturen von 1250 °C nicht löslich sind, führen sie zu einer exzellenten Zeitstandfestigkeit im Temperaturbereich von 1000 bis 1200 °C. Nur der primär karbidgehärtete Werkstoff Nicrofer 6025 HT ist bis zu Temperaturen von 1200 °C noch mit anspruchsvollen Zeitstandfestigkeiten einsetzbar und übertrifft bei Temperaturen ab 1000 °C die mischkristallverfestigten Ni-Basislegierungen deutlich in deren Zeitstandfestigkeit. Durch eine partielle Lösungsglühung ließ sich zudem eine Einformung grober gestreckter Karbide in kreisförmige Karbide erreichen. Dennoch blieben auf den Korngrenzen zusammenhängende Karbidschnüre erhalten. Eine weitere Anhebung des C-Gehaltes auf 0,2 bis 0,4 % sowie bestimmte Gehalte an Chrom, Titan, Zirkonium und Bor führen zur Ausscheidung primäre Cr-Karbide des Typs  $M_7C_3$ . [25; 26]

#### 2.1.4 Schweißignung hochwarmfester Nickel-Basislegierungen

Als herstellungsbedingte Werkstoffprobleme, die sich auf die Verarbeitung hochwarmfester vollaustenitischer Ni-Basislegierungen durch Schweißen auswirken können, sind:

- Seigerungen an Elementen, wie Chrom, Niob, Titan, Kohlenstoff, Molybdän und daraus folgende ungleichmäßige Karbidbildung,
- Nitride und Oxide als nichtmetallische Verunreinigungen,
- Ausscheidungen von Karbiden in zeiliger, nestförmiger oder korngrenzenbelegender Form in unterschiedlicher Zusammensetzung (z.B. Cr-Karbide, Cr-Mo-Karbide) und
- inhomogene Korngrößen (durch seigerungsbedingte Karbidzeilen, die beim Lösungsglühen Feinkornbildung im Bereich der Karbidzeilen und Grobkornbildung in karbidfreien Bereichen bewirken)

zu nennen [27; 28].

Stand der Technik bei der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Materialien sind die Verfahren E-Hand-, WIG-, MSG-Impulslichtbogen-, Plasma-Stichloch- und UP-Schweißen. Nickelwerkstoffe werden je nach Einsatztemperatur im weich- oder lösungsgeglühten Zustand geschweißt.

Umfangreiche Forschungen zum Verbindungsschweißen der Ni-Basiswerkstoffe alloy 601 H und alloy 620 CA unter Einsatz der oben genannten Verfahren wurden seit 1992 am Institut für Füge- und Strahltechnik der Universität Magdeburg durchgeführt. Die Untersuchungen am alloy 602 CA dieser Legierung haben gezeigt, dass bei Verwendung des für die Absicherung grundwerkstoffnaher Schweißguteigenschaften notwendigen artgleichen



Schweißzusatzes eine schweißtechnisch sichere Verarbeitung mittlerer und dicker Blechdickenbereiche vorrangig nur mit dem E-Hand-Schweißen gegeben ist. Bei der Anwendung des WIG-Schweißens und produktiverer Verfahren, wie dem UP- oder MIG/MAG-Impulslichtbogenschweißen waren Risse im Schweißgut nicht vermeidbar. Die Wahl des einzusetzenden Schweißzusatzes richtet sich vorrangig nach der späteren Einsatztemperatur des Werkstoffes. Bis 1000 °C wird vom Werkstoffhersteller der Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo (2.4627; FM 617) und für höhere Temperaturen der artgleiche Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (2.4633; FM 602 CA) empfohlen. [16; 29; 30; 31; 32; 33]

Zahlreiche Erkenntnisse liegen auch zur schweißtechnischen Verarbeitung des hochwarmfesten Werkstoffes alloy 617 vor. Dieser Werkstoff ist durch eine gute Schweißbeignung charakterisiert und mit allen konventionellen Schweißverfahren (WIG, E-Hand-, Plasma- und UP-Schweißen) gut verarbeitbar. Beim Schutzgasschweißen neigt dieser Werkstoff jedoch infolge seines hohen Ti- und Al-Gehaltes zur Bildung von Oxidablagerungen auf der Nahtoberfläche, die zu einer deutlichen Verschlechterung der Prozessstabilität und Lagenüberschweißbarkeit führen. Beim UP-Schweißen treten diese oxidischen Ablagerungen nicht auf, da sie von der flüssigen Schlacke aufgenommen werden. Positive Erfahrungen zur schweißtechnischen Verarbeitung dieser Legierung liegen auch für den MIG-Impulslichtbogenprozess nach dem Babock-Verfahren unter Nutzung von Engspalt-Nähten und für den WIG-Impulslichtbogenprozess vor. [16; 18]

Von wesentlicher Bedeutung für die schweißtechnische Verarbeitung hochwarmfester Ni-Basislegierungen ist die Einhaltung optimaler Schweißbedingungen. Generell gelten für Hochtemperaturwerkstoffe die gleichen Verarbeitungsregeln, wie sie vom Schweißen der hochlegierten Stähle bekannt sind. Dazu gehören u. a. die Beseitigung anhaftender Oberflächenverunreinigungen sowie die strikte Trennung von schwarzen und weißen Materialien. Beim Schweißen mehrerer Lagen kommt es bei Verwendung artgleicher Schweißzusätze oftmals zu Ablagerungen von Partikeln an der Nahtoberfläche, die vor dem Schweißen der nächsten Lagen entfernt werden müssen. Während des Schweißprozesses sollte mit gezielter Wärmeführung und geringem Wärmeeintrag gearbeitet und die Zwischenlagentemperatur auf 120 °C begrenzt werden. Die hohen Ni- und Cr-Gehalte in den Ni-Basiswerkstoffen bewirken einen grobtropfigen Werkstoffübergang beim Schweißen und ein zähflüssiges Verhalten der Schmelze. Zu Vermeidung von Benetzungsproblemen und Bindefehlern haben sich größere Öffnungswinkel bewährt. Schweißbedingungen, die nicht sorgfältig an die hochwarmfesten Ni-Basislegierungen angepasst sind, können im viellagigen artgleichen Schweißgut zum Auftreten von Schweißnahtimperfectionen oder zusammenhängenden Korngrenzenausscheidungen führen. Solche zusammenhängenden Korngrenzenausscheidungen können einen bevorzugten Ausgangspunkt für das Auftreten und Wachstum von Rissen darstellen und die Kriechbeständigkeit herabsetzen. [11; 16; 34; 35]

In den vergangenen Jahren wurden verschiedene Untersuchungen zum Schutzgasschweißen mit nickellegierten Zusatzwerkstoffen zum Zwecke der Verbesserung der Nahtform und -geometrie, des Benetzungsverhaltens der Schmelze und der Lichtbogenstabilität realisiert. Folgende Schutzgasgemischen sind von dabei erprobt worden:

- Ar / He mit max. 50 % He,
- Ar / H<sub>2</sub> mit max. 2 % H<sub>2</sub>,
- Ar / 15-30 % He / 2 % H<sub>2</sub> und
- Ar / 0,05 % CO<sub>2</sub> / 15-50 % He auch mit Zusatz von 2 % H<sub>2</sub>.

Aufgrund der guten Verfügbarkeit, den geringen Kosten sowie dem inerten Charakter ist Argon in der Qualität 4.6 beim Schutzgasschweißen mit Ni-Basissschweißzusätzen auch heute noch eines der am häufigsten eingesetzten Schutzgase. Dieses Gas bewirkt keine chemischen Veränderungen im Schweißgut infolge Zu- oder Abbrand von Legierungselementen, so dass keine negative Beeinflussung der Korrosionsbeständigkeit der Schweißverbindungen zu erwarten ist. Jedoch wird beim Schutzgasschweißen unter Argon aufgrund der gegebenen geringeren Ionisierungsenergie gegenüber z. B. Helium eine deutlich niedrigere Lichtbogenstärkung bei gleicher Lichtbogenlänge benötigt [36; 37; 38]. Im Gegensatz zum He- ist der Ar-Lichtbogen bei gleicher Stromstärke und gleicher Lichtbogenlänge daher nicht so energiereich. Folgen sind eine geringe Schweißgeschwindigkeit und schlechte Benetzungsfähigkeit der Schmelze. Letzteres begünstigt die Entstehung schmaler und überhöhter Schweißraupen mit Bindefehlern.

Nach [39] ist jedoch gerade bei den sehr zähfließenden Ni-Materialien eine gute Benetzung von besonderer Bedeutung. Einen He-ähnlichen Effekt ruft in dieser Beziehung die Zumischung von Wasserstoff hervor. Die Möglichkeit des Auftretens wasserstoffversprödender Effekte im Ni-Basissschweißgut ist dann jedoch zu berücksichtigen. Weiterhin können durch den höheren Energieeintrag auch negative Wirkungen im Schweißgut infolge erhöhter Ausscheidungsaktivität und Heißrissneigung hervorgerufen werden, da sich aufgrund der höheren Flankentemperaturen die Erstarrung des flüssigen Schweißguts verzögert.

Auch die Zumischung des Aktivschutzgases CO<sub>2</sub> (z. B. 2,5 %) zum Basisgas Argon erfolgt zur Verbesserung der Nahtform und des Einbrandes sowie der Lichtbogenstabilität beim MSG-Schweißen hochlegierter Stähle häufig. Beim Schweißen mit Ni-Basissschweißzusätzen erweist sich dies wegen des damit verbundenen Abbrandes von Legierungselementen im Schweißgut und der Bildung von Metalloxiden als nachteilig, da zum einen die Korrosionsbeständigkeit herabgesetzt und zum anderen die Lagenüberschweißbarkeit durch die Bildung von Oxidschichten verschlechtert werden. Entwickelt wurden daher Schutzgasmischungen auf der Basis Ar / He bzw. Ar / He / H<sub>2</sub>, denen nur sehr geringe Anteile an CO<sub>2</sub> (ca. 0,05 %) zugemischt werden [40; 41; 42].

Stickstoff ist ein farb- und geruchloses Gas, ungiftig und nicht brennbar. Chemisch gesehen ist es reaktionsträge [43]. Folglich werden Reaktionen mit dem Metall nur bei hohen Temperaturen hervorgerufen. Es ist ähnlich gut ionisierbar wie Argon (14,5 eV in der 1. Ionisierungsstufe), besitzt jedoch im Temperaturbereich zwischen 6000 und 7000 K eine höhere thermische Leitfähigkeit infolge der Dissoziation von N<sub>2</sub> zu 2N (Bild 6). Dies bewirkt eine Einschnürung des Lichtbogens und damit eine hohe Energiedichte.

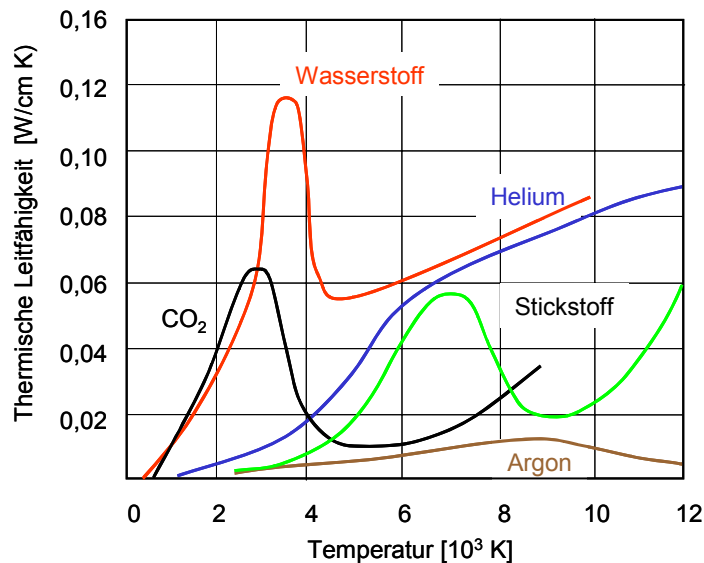


Bild 6: Darstellung der thermischen Leitfähigkeit ausgewählter Gase [44; 45]

Für das Schweißen von Ni-Basislegierungen wird Stickstoff als Schutzgaskomponente erst seit kurzem angewendet. Der nachgewiesene positive Effekt des Stickstoffs auf die Heißrissbeständigkeit des Schweißgutes von SG-NiCrFe25AlY (Werkstoff-Nr. 2.4633) führte jedoch vor ca. 2 Jahren zur Entwicklung des speziellen Schutzgasgemisches Cronigon HT (Rest Ar / 0,05 % CO<sub>2</sub> / 5-10 % He / 5 % N<sub>2</sub>), ohne dass die genauen metallurgischen Wirkungen bekannt waren [46].

Die Auswertung der Literatur zeigt, dass für die schweißtechnische Verarbeitung hochwarmfester Ni-Basislegierungen unter Einsatz des E-Hand-, WIG-, UP-Schweißens positive Erfahrungen vorliegen. Auch das teil- und vollmechanische MSG-Impulslichtbogenschweißen hat aufgrund der definierten Wärmeeinbringung, des definierten Tropfenübergangs und des stabilen Lichtbogens grundlegende Bedeutung für das Schweißen dieser Legierungen erlangt. Diese Erkenntnisse sind jedoch vorrangig auf dünnere Werkstückdicken beschränkt. Wesentliches Potenzial wird für die Anwendung der genannten Schweißprozesse in der Verarbeitung hochwarmfester Ni-Basislegierungen mittlerer bis dicker Blechdicken gesehen. Eine interessante Variante ist die WIG-Heißdrahttechnik aufgrund der erreichbaren hohen Abschmelzleistung und dadurch möglichen hohen Schweißgeschwindigkeit. Die daraus resultierenden geringen Streckenenergien bedingen eine schmalere Wärmeeinflusszone, eine geringere metallurgische Beeinflussung der Schweißnähte sowie weniger Verzug der geschweißten Bleche. Als wesentliche Optimierungskriterien sind die Stoßgeometrie, das Lagenaufbaukonzept und der Vermischungsgrad anzuführen. Auch der Einsatz artfremder anstatt artgleicher Schweißzusätze, die wesentlich günstigere Eigenschaften hinsichtlich der Heißrissgefahr und von Karbidausscheidungen zeigen, bilden Ansatzpunkte für die Verbesserung der Schweißnahtqualität. [16]

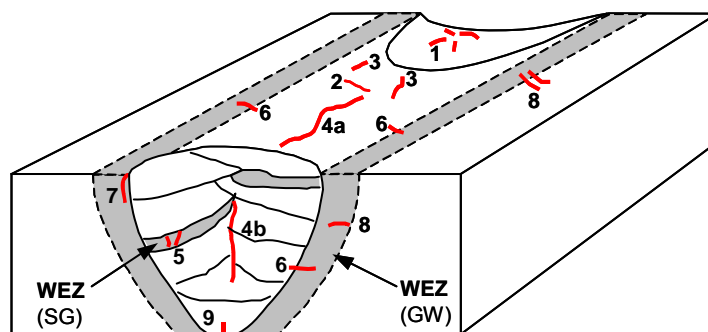
Eine entscheidende Einflussmöglichkeit auf den Schweißprozess und die Schweißnahtqualität ist auch durch den Einsatz geeigneter Schutzgase bzw. Schutzgasgemische gegeben. Hier bietet das Element Stickstoff hinsichtlich seines bereits bekannten positiven Einflusses auf Werkstoffeigenschaften einen sinnvollen und wichtigen Ansatzpunkt für fundierte wissenschaftliche Untersuchungen.

## 2.2 Heißrisse

### 2.2.1 Definition und Einteilung

Heißrisse bilden sich im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone eines Grundwerkstoffes oder Mehrlagenschweißgutes, wenn die Dehnungen, die sich beim Abkühlen in einer Schweißverbindung entwickeln oder aufgebracht werden, das Verformbarkeitsniveau der Schweißverbindung überschreiten. Sie entstehen beim Schweißen während der Abkühlung im Übergang zwischen dem flüssigen und festen Zustand und verlaufen interkristallin entlang der Primärkorngrenzen. Ursache für ihre Bildung sind niedrigschmelzende Phasen, die sich zwischen den Dendriten eines Schmelzgutes oder zwischen den Kristallen eines hocherwärmten Werkstoffes befinden sowie das Auftreten von Verformungen. Nach dem DVS-Merkblatt 1004-1 sind als Heißrisse solche Risserscheinungen definiert, die „in Anwesenheit von niedrigschmelzenden sowie spröden Substanzen auf den Korngrenzen bei hohen Temperaturen im Verlauf und nach Beendigung des Schweißprozesses entstehen können“. Heißrissbehaftete Schweißverbindungen beeinflussen das Zeitstandverhalten und die Warmfestigkeit und können in Verbindung mit Korrosion zu erheblichen Schäden führen. [27; 47; 48; 49; 50; 72]

Aufgrund der Vielzahl von möglichen Rissursachen und Rissarten ist die Problematik der Heißrissentstehung und der Heißrissicherheit beim Schweißen sehr komplexer Art. Heißrisse können als Oberflächen-, Innen-, Einzel- und Mehrfach- oder Hakenrisse auftreten (Bild 7).



- |  |                                      |
|--|--------------------------------------|
| 1 Endkraterriss (Erstarrungsrisse)         | 6 Querriss (Wiederaufschmelzrisse)   |
| 2 Querriss (Erstarrungsrisse)              | 7 Kantenriss (Wiederaufschmelzrisse) |
| 3 Längsriss (Erstarrungsrisse)             | 8 DDC in der WEZ                     |
| 4a Mittenlängsriss (Erstarrungsrisse)      | 9 Wurzelriss (Erstarrungsrisse)      |
| 4b Mittenlängsriss im Querschleiff         |                                      |
| 5 DDC in der WEZ des Mehrlagenschweißgutes |                                      |

Bild 7: Einteilung der Heißrisse in Schweißverbindungen nach dem Entstehungsort und dem Bildungsmechanismus [72]

Nach der Art der Rissbildung klassifizieren [51] Heißrisse in den Risstyp 1 (Typ 1) und den Risstyp 2 (Typ 2).

### Typ 1

Bei diesem Risstyp wird die Heißrisbildung durch Seigerungen hervorgerufen, die als flüssige Phase auf den Korngrenzen liegen oder zwischen den Dendriten eingeschlossen sind. Durch auftretende Verformungen während der Abkühlung reißen die flüssigen Phasen auf. Heißrisse vom Typ 1 entstehen im Bereich oder knapp unterhalb der Solidustemperatur. Es sind zwei Heißrisarten zu unterscheiden: der **Erstarrungsris** (ER) und der **Wiederaufschmelzris** (WAR).

**Erstarrungsrisse** bilden sich im Schweißgut während der Erstarrung der Schweißung aus der flüssigen Phase. Während der Abkühlung reichert sich die Restschmelze mit Legierungselementen und Verunreinigungen an. Es bilden sich Verbindungen mit einem tieferen Schmelzpunkt als die Primärkristalle. Gegen Ende der Erstarrung stoßen die Kristallfronten zusammen und die flüssigen Phasen werden zwischen den primären Kristalliten und den Dendriten eingeschlossen. Bei einer Schrumpfung entgegen der Erstarrungsrichtung der Kristalle reißen die Dendriten entlang der flüssigen Phasen auf den Korngrenzen auf. Wenn keine Restschmelze nachfließen kann, um die entstandene Werkstofftrennung auszuheilen, bleibt diese Trennung als Heißris bestehen. Der Erstarrungsris ist als Makroris meist schon mit dem bloßen Auge erkennbar. Seine Rissflächen sind abgerundet. Die Rissoberfläche ist von zeitig angeordneten abgerundeten Erhebungen auf Dendritenarmen geprägt, welche ein sehr gleichförmiges Wachstum aufweisen.

**Wiederaufschmelzrisse** entstehen beim Schweißen während der Abkühlphase in den unmittelbar an das Schmelzbad angrenzenden Wärmeeinflusszonen des Grundwerkstoffes oder im Schweißgut von Mehrlagenschweißungen. Sie sind fast immer direkt mit der Schmelzlinie verbunden und haben teilweise über diese hinausgehende Ausläufer in das Schweißgut. Bei der Bildung dieser Risse werden flüssige Phasen auf den Korngrenzen, deren Schmelzpunkt unter dem der umgebenden Matrix liegt, unter Einfluss der Schweißwärme lokal aufgeschmolzen. Bei der Abkühlung führt dies unter Einfluss der Schrumpfung zur Rissbildung. Nach [52; 53] begünstigen Sulfide in Verbindung mit Phosphor, Oxide, niedrigschmelzende Silikate, Carbide, Boride und einige intermetallische Verbindungen die Bildung von WAR. Im Gegensatz zu den Erstarrungsrisen sind die Wiederaufschmelzrisse mit einer Länge von ca. 0,05 bis 0,5 mm Mikrorisse und durch eine einfache Sichtkontrolle deshalb nicht nachweisbar. Ihre Rissoberfläche weist ähnliche Merkmale auf wie der Erstarrungsris. Die abgerundeten Dendritenstrukturen sind unregelmäßiger und zerklüfteter ausgebildet. [27; 48; 49; 54; 72]

### Typ 2

Die Risse des Typs 2 sind durch Verformbarkeitsabfall des Werkstoffes infolge des Schweißens (**D**uctility **D**ip **C**racking  $\Rightarrow$  DDC) entstandene Werkstofftrennungen. Sie entstehen in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes oder in Mehrlagenschweißungen und liegen weiter von der Schmelzlinie entfernt als Wiederaufschmelzrisse. Ihr Entstehungsmechanismus unterscheidet sich grundsätzlich von dem der Heißrisse des Typs 1. DDC's sind interkristalline Trennungen, die sich im Gegensatz zu den Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisen im festen Zustand bilden. Sie treten an neugebildeten Sekundär-

Korngrenzen infolge von Korngrenzenwanderungen auf. Korngrenzen werden dabei nicht angeschmolzen. Vom Typ 2 werden drei Heißrissarten unterschieden:

*DDC-Typ 2 a:* Rissbildung durch Verformbarkeitsabfall an neugebildeten Korngrenzen in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes,

*DDC-Typ 2 b:* Rissbildung durch Verformbarkeitsabfall im primären Schweißgut bei Einlagenschweißungen,

*DDC-Typ 2 c:* Rissbildung durch Verformbarkeitsabfall in der Wärmeeinflusszone des Schweißgutes einer Mehrlagenschweißung.

Risse durch Verformbarkeitsabfall treten in Abständen von etwa 0,3 bis 2 mm neben der Schmelzlinie der Schweißnaht auf und sind aufgrund ihrer Länge (0,05 bis 0,5 mm) Mikro- risse. Die Rissoberfläche ist charakterisiert durch eine unebene wellige Fläche mit vielen kleinen Vertiefungen. [27; 49; 51; 72]

## 2.2.2 Theorien zur Heißrissbildung

Zur Heißrissbildung gibt es verschiedene Theorien, die sich in ihren Aussagen über den Bildungsmechanismus unterscheiden. Gemeinsam ist allen Theorien die Definition eines Temperaturgebietes, in dem Heißrisse aufgrund eines temperaturabhängigen Abfalls des Verformungsvermögens auftreten können. Dieses Temperaturgebiet wurde von [55] als Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS) oder auch als **Brittleness Temperature Range** (BTR) bezeichnet. Für jeden Werkstoff existiert ein charakteristisches Temperaturintervall der Sprödigkeit. Das TIS eines Werkstoffes weist nach [56] drei typische Merkmale auf:

- die Temperaturspanne, in der Heißrisse entstehen können,
- die Minimalverformung (kritische Dehnung),
- die Minimalverformungsgeschwindigkeit (kritische Dehngeschwindigkeit).

Nach [72] ist das Temperaturintervall der Sprödigkeit eine thermomechanische Eigenschaft, welche die Heißzähigkeit eines Werkstoffes charakterisiert. Im TIS verringern sich die Festigkeit und das Verformungsvermögen eines Werkstoffes drastisch. Es ist der Temperaturbereich, in dem Heißrisse des Typs 1 entstehen. Das TIS erfasst ein Temperaturintervall zwischen einer oberen Temperatur  $T_O$  (Verhakung der Dendriten beginnt) und einer unteren Temperatur  $T_U$  (Korngrenzenfilme sind erstarrt) (Bild 8), [57]. Die Verformbarkeit eines Werkstoffes nimmt wieder zu, wenn das TIS bzw.  $T_U$  unterschritten wird.

*Prochorov* nennt als Haupteinflussfaktoren auf die Heißrissbeständigkeit:

- die Breite des TIS (abhängig von der chemischen Zusammensetzung, Seigerungen, der Beschaffenheit der Korngrenzen, der Größe und Gestalt der Kristallite, Abkühl- und Verformungsgeschwindigkeit),
- das Verformungsvermögen des Werkstoffes im TIS und
- die Verformungsrate, mit der die elastisch-plastische Verformung bei hohen Temperaturen zunimmt.

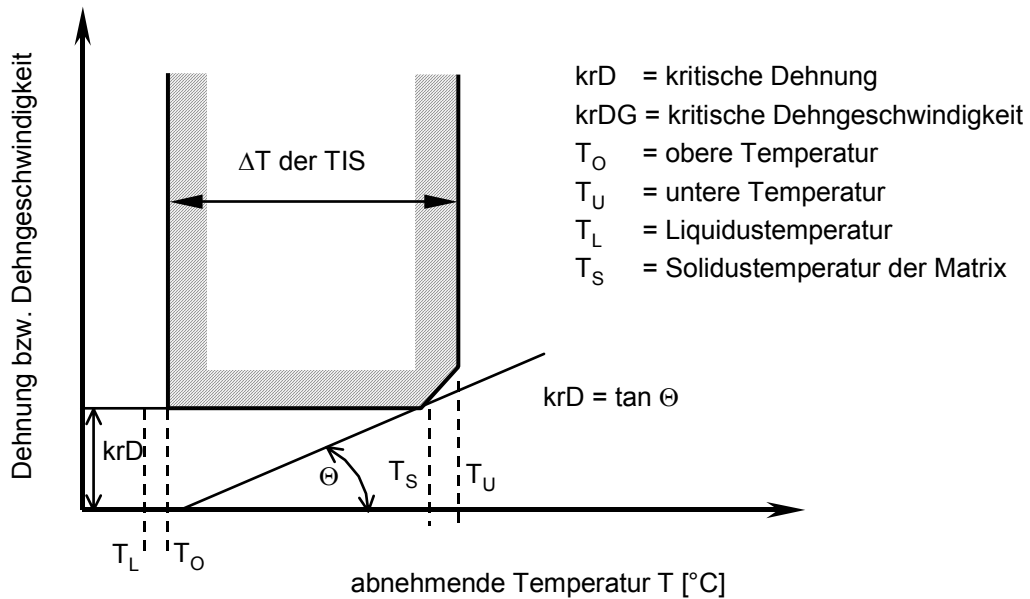


Bild 8: Darstellung des Temperaturintervalls der Sprödigkeit (TIS) nach Matsuda [57]

Die Theorie von Prochorov wurde von Matsuda erweitert, indem er das Verformungsverhalten der Werkstoffe in Abhängigkeit einer definierten Probenverformung und der Temperatur bestimmte. Die Kriterien zur Beurteilung der Heißrissneigung eines Werkstoffes nach Prochorov und Matsuda sind die kritische Dehngeschwindigkeit, die kritische Dehnung und die werkstoffspezifische Temperaturspanne. [58; 72]

Die Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissbildung wird dem TIS zugeordnet. Für die Entstehung dieser Heißrisse müssen nach [72] folgende Voraussetzungen gegeben sein:

1. Phasen im Werkstoff, deren vollständige Erstarrung bei deutlich niedrigeren Temperaturen als die der Matrix stattfindet und deren Erstarrungsintervall sehr lang ist.
2. Das Auftreten von Schrumpfungen, die das Verformungsvermögen des Werkstoffes im Temperaturbereich der Heißrissbildung überschreiten.

Bei der DDC-Bildung treten gegenüber den Rissen des Typs 1 andere Rissmechanismen auf. Diese Mechanismen sind nach [27]:

1. Korngrenzenbewegungen während des Abkühlens der Schweißraupen mit der Folge des Ansammelns von Verunreinigungen an den neugebildeten Korngrenzen. Nachfolgende Wärmezyklen (Mehrlagenschweißungen) fördern diesen Mechanismus und damit die Versprödung.
2. Spannungsinduzierte Ausscheidungsvorgänge, die Kornverfestigung und/oder ein Aufweichen der Korngrenzen bewirken. Bei erhöhten, thermisch bedingten Zugspannungen kann es partiell zu Werkstofftrennungen kommen.
3. Korngrenzengleiten, das einer Rissbildung vorausgehen kann und auf den Rissflanken kleine Hohlräume sichtbar werden lässt.
4. Die hohe Diffusionsneigung bestimmter Elemente (wie z. B. Sauerstoff), welche die Bildung von Oxiden auf den Korngrenzen verstärkt.

Die Ursachen für die Bildung von Heißrissen sind sehr vielfältig. Ihr Auftreten ist nicht auf ein bestimmtes Legierungssystem beschränkt, sondern in Stählen und Nickelbasislegierungen sowie Kupfer- und Aluminiumlegierungen gleichermaßen möglich. Hinsichtlich der

vollaustenitischen Werkstoffe ist bekannt, dass diese im Schweißgutgefüge besonders heißrissempfindlich sind.

### **2.2.3 Prüfung des Heißrissverhaltens**

Vor dem Hintergrund neuentwickelter vollaustenitischer Werkstoffe und Schweißzusätze, die den erhöhten thermischen Beanspruchungen auf den Gebieten der Umwelt- und Energietechnik gerecht werden, haben Untersuchungen zur Beurteilung des Heißrissverhaltens solcher Grundwerkstoffe, reiner Schweißgüter und Schweißverbindungen wesentlich an Bedeutung gewonnen.

Die Bestimmung der Heißrissneigung ist mit verschiedenen Prüfverfahren und –methoden möglich. Allgemeine Grundsätze und Anforderungen für die Verfahren der Heißrissprüfung sind nach [59]:

- (a) unabhängige Variation aller die Heißrissbildung beeinflussender Parameter, sowie Trennung metallurgischer und mechanischer Einflussgrößen,
- (b) Gewährleistung reproduzierbarer, quantitativer Aussagen über die Heißrissbildung durch den Prüfvorgang,
- (c) große Empfindlichkeit gegenüber der Änderung von Versuchsbedingungen,
- (d) Anwendbarkeit aller Schweißverfahren beim Prüfvorgang,
- (e) niedrige Prüfkosten,
- (f) Übertragbarkeit der Ergebnisse auf Bauteile,
- (g) hohe Aussagekraft mit einem bestimmten Kennwert, der für die Berechnung von Bauteilen verwendet werden kann.

Bei den Prüfmethoden zur Ermittlung der Heißrissanfälligkeit wird zwischen selbstbeanspruchten und fremdbeanspruchten Proben unterschieden.

#### **2.2.3.1 Prüfverfahren mit selbstbeanspruchten Proben**

Selbstbeanspruchte Proben sind in DIN 50129 [60] (Doppelkehlnaht- und Zylinderprobe) und im DVS-Merkblatt 1004-3 [61] (Doppelkehlnahtprobe, Hakenrissprobe, Längsbiegeprobe) genormt. Der europäische Norm-Entwurf prEN ISO 17641-2 [62] beschreibt als selbstbeanspruchende Heißrissprüfverfahren die Rissprüfung an T-Stößen, die Zugprüfung des Schweißgutes und die Längsbiegeprüfung.

Bei den Heißrissprüfverfahren mit diesen Proben wird die Beanspruchung während des Schweißprozesses durch eine möglichst feste Einspannung und damit behinderte Schrumpfung der Proben selbst erzeugt. Der Heißrisstest mit selbstbeanspruchten Proben ist nur zur Prüfung der Erstarrungsrissanfälligkeit von Schweißgütern, die mit Lichtbogenschweißverfahren hergestellt wurden, geeignet. Als Vorteile des Prüfverfahrens sind die relativ günstige Probenherstellung, der geringe Werkstoffaufwand hierfür sowie der geringe apparative Aufwand (keine spezielle Heißrissapparatur erforderlich) anzuführen. Alle diese Probenformen gestatten hinsichtlich der Heißrissbildung nur eine „JA / Nein“-Aussage. Die Aussagefähigkeit der Heißrissprüfung mit selbstbeanspruchten Proben ist in Fachkreisen aufgrund einiger Nachteile jedoch umstritten [56; 63; 72]:



1. Eine quantitative Auswertung der Heißrisse ist nicht oder nur bedingt möglich, da eine Trennung zwischen metallurgischen und Einflussfaktoren nicht möglich ist.
2. Die für die Prüfung notwendige starre Ausführung der Proben verhindert ihre Empfindlichkeit gegenüber veränderten Prüfbedingungen. Auch bei Prüfverfahren mit verminderter Starrheit ist eine quantitative Bewertung der Rissneigung nicht möglich.
3. Es sind lediglich Aussagen über die Heißrissempfindlichkeit des Schweißgutes realisierbar.
4. Die Prüfungen sind zur Beurteilung des Grundwerkstoffes nicht geeignet.

### 2.2.3.2 Prüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben

Forderungen nach:

- definiert einstellbaren Beanspruchungsverhältnissen an der Probe,
- variablen Versuchsparametern

sowie einer

- Reproduzierbarkeit der Ergebnisse
- Empfindlichkeit gegenüber veränderten Prüfbedingungen und
- Beurteilung der Heißrissempfindlichkeit des Grundwerkstoffes und in den Wärmeeinflusszonen

fürten zur Entwicklung von Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben. Bei fremdbeanspruchten Proben erfolgt eine kontrollierte äußere Zug- oder Biegebelastung während des Schweißens durch eine entsprechend geeignete Belastungseinrichtung. Änderungen der mechanischen Belastung, der Schweißbedingungen und der Schweißgutzusammensetzungen sind unabhängig voneinander möglich. Die Prüfverfahren mit Fremdbeanspruchung basieren auf der Heißrisstheorie von *Prochorov* und *Matsuda*. Ihr Temperaturintervall der Sprödigkeit ist durch charakteristische Merkmale gekennzeichnet: dem Temperaturintervall in welchem Heißrissbildung auftritt, die kritische Dehnung und die kritische Dehngeschwindigkeit. Jedes der genannten Merkmale ist geeignet, unter Nutzung einer geeigneten Prüfvorrichtung die Heißrissneigung eines Werkstoffes zu erfassen und zu bewerten. [56; 72]

Gebräuchliche Heißrissprüfverfahren mit Fremdbeanspruchung, die auch in Deutschland Einsatz finden, sind:

- **Heiß-Deformations-Rate-Versuch** (HDR-Versuch),
- **Heiß-Zug-Versuch** nach Gleeble (HZ-Versuch),
- **Modifizierte Varestreint-Transvarestreint Versuch** (MVT-Versuch) und
- **Programmierte Verformungs-Riss-Versuch** (PVR-Versuch).

In der vorliegenden Arbeit wurde die Beurteilung des Heißrissverhaltens auf Grundlage fremdbeanspruchter Proben, speziell unter Nutzung des PVR-Tests, durchgeführt. Deshalb sollen diese Prüfverfahren hinsichtlich ihrer Durchführung und Aussagefähigkeit ausführlicher vorgestellt werden.

### *HDR-Versuch*

Dieses Prüfverfahren wurde von der SLV Duisburg entwickelt. Bei diesem Versuch wird während des Schweißprozesses das in Form einer Flachzugprobe zu prüfende Schweißgut durch eine Zugkraft quer zur Schweißnahtichtung beansprucht. Die Verformungsgeschwindigkeit ist variabel. Während des Versuches bleibt sie konstant und wird so lange gesteigert, bis es zur Heißrissentstehung in der Schweißnahtmitte (Erstarrungsriß) kommt. Die Beurteilung der Heißrissanfälligkeit erfolgt durch die Ermittlung der kritischen Querverformungsgeschwindigkeit. Hohe Werte für die kritische Verformungsgeschwindigkeit bedeuten eine geringe Heißrissneigung des geprüften Werkstoffes.

### *HZ-Versuch*

Beim Heißzugversuch nach Gleeble (in [64] auch als Heißzugprüfung bezeichnet) wird der Schweißwärmezyklus an Rundzugproben, die quer oder längs zur Schweißrichtung aus dem Schweißgut oder aus dem Grundwerkstoff entnommen werden, in einer Versuchseinrichtung simuliert. Die Prüfung läuft unter Schutzgasatmosphäre ab. Das Verfahren ermöglicht die Bestimmung des Temperaturbereiches, in dem flüssige Phasen an den Korngrenzen vorliegen, die zur Entstehung von Heißrissen führen können. Durch den Schweißsimulator der Prüfeinrichtung ist jede schweißsimulierende induktive Wärmebehandlung der Versuchsproben während der Belastung bis zum Bruch möglich. Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit, Spitztemperatur und Haltezeit sind entsprechend den realen Schweißbedingungen einstellbar. Der Versuch eignet sich zur Beurteilung der Wiederaufschmelzneigung in wärmebeeinflussten Lagen von Mehrlagenschweißungen, zur Ermittlung des TIS und nach [64] auch zur Einschätzung der Erstarrungsrißbildung. Für dieses Verfahren werden viele Proben benötigt, weshalb es hauptsächlich für wissenschaftliche Untersuchungen eingesetzt wird.

### *MVT-Test*

Der MVT-Test ist ein von der Bundesanstalt für Materialprüfung in Berlin weiterentwickeltes Varestreint- und Transvarestreintverfahren. Auf der Oberseite der Prüfprobe mit den Abmessungen von 100 x 40 x 10 mm wird eine WIG-Aufschmelzraupe gezogen. Passiert der Lichtbogen die Probenmitte, wird auf die Probe eine definierte Biegeverformung aufgebracht. Prüfkriterium für die Heißrissensibilität ist die Gesamtrisslänge, die sich aus der Summe der Einzelrisslängen der im MVT-Versuch erzeugten Heißrisse ergibt. Dieser Test ist in zwei Varianten durchführbar. Bei der Varestreint-Variante wird die WIG-Prüfraupe in Längsrichtung beansprucht. Die Belastung des Schmelzgutes und der Wärmeeinflusszone erfolgt in gleichem Maße. Deshalb sind sowohl die Erstarrungsrissempfindlichkeit, als auch die Wiederaufschmelz- und DDC-Rissneigung ermittelbar. Beim Transvarestreint-Verfahren wird die Beanspruchung quer zur WIG-Prüfraupe realisiert. Dadurch kommt es zur Erzeugung eines in der Nahtmitte befindlichen Längsrisses. Diese Variante ist nur für die Heißrissprüfung des Schweißgutes geeignet und wird zur Ermittlung des TIS eingesetzt.

Der MVT-Test eignet sich am umfassendsten für die Heißrissbewertung von Grundwerkstoffen, Schweißgütern und Schweißverbindungen sowie zur Bestimmung der Schweißbedingungen zur Erzeugung heißrissicherer Verbindungen. Er zeichnet sich durch eine hohe Empfindlichkeit aus, so dass auch Chargenunterschiede deutlich ermittelbar sind.

### PVR-Versuch

Der Programmierte-Verformungs-Riss-Versuch, in [64] als programmierte Verformungsprüfung bezeichnet, wurde für alle im Rahmen der vorliegenden Arbeit realisierten Heißrissuntersuchungen eingesetzt.

Bei diesem Versuch wird die Probe während des Schweißens zugleich einer linear zunehmenden Zuggeschwindigkeit ausgesetzt. Die Besonderheit besteht in der Überlagerung von Schweiß- und Verformungsgeschwindigkeit. Während des Versuches wird die äußere Zugbelastung kontinuierlich gesteigert (Bild 9 nach [65; 66]) und ermöglicht somit die Erfassung aller aus der Summe der Beanspruchungen resultierenden Heißrisserscheinungen (Erstarrungs-, Wiederaufschmelz-, DDC-Riss) mit einer einzigen Probe. Das Versuchsprinzip erlaubt es, jedem Punkt auf der Prüfraupe eine definierte Verformungsgeschwindigkeit zuzuordnen.

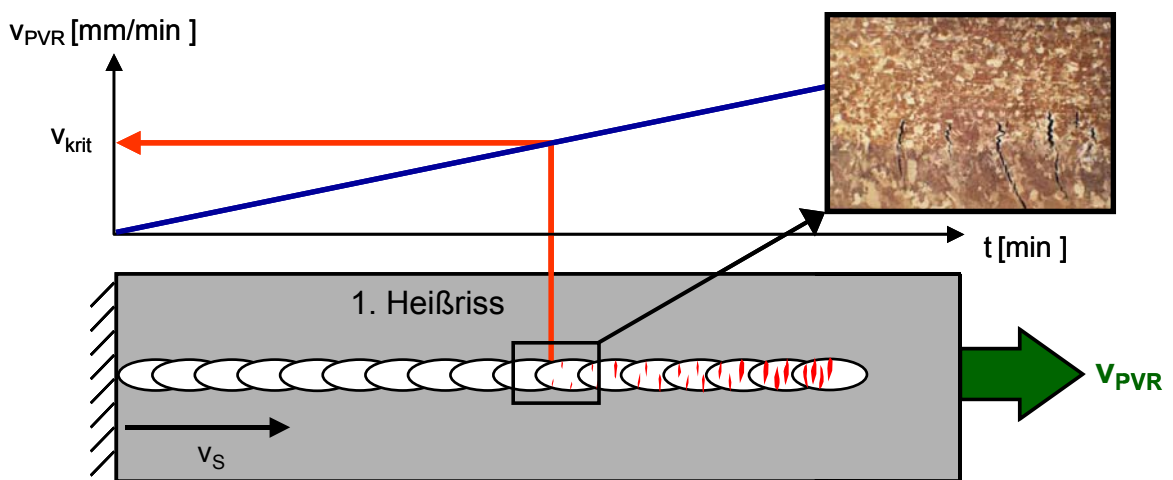


Bild 9: Verfahrensprinzip des Programmierten-Verformungs-Riss (PVR)-Tests [65; 66]

Zur rechnerischen Bestimmung der kritischen Längsverformungsgeschwindigkeit  $v_{krit}$  wurde in [67] ein entsprechendes Modell entwickelt, welches die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$  als Kriterium für die Heißrisswahrscheinlichkeit eines Werkstoffes bzw. eines Bauteiles ermittelt. Die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$  wird nach folgenden Gleichungen berechnet:

$$v_{kr} = a \cdot L_r / v_S \quad \text{mit} \quad (1)$$

$$\text{mit: } a = v_{max} / t \quad (2)$$

$$\text{und: } t = L_0 / (v_S - v_{max} / 2) \quad (3)$$

- mit
- a - Beschleunigung [mm/s<sup>2</sup>]
  - L<sub>0</sub> - Probenausgangslänge [mm]
  - L<sub>r</sub> - Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Heißrisses [mm]
  - t - Versuchszeit [s]
  - v<sub>kr</sub> - kritische Verformungsgeschwindigkeit [mm/min]
  - v<sub>S</sub> - Schweißgeschwindigkeit [mm/s]
  - v<sub>max</sub> - maximale Zuggeschwindigkeit [mm/s].

Zur Bewertung von PVR-Proben wird gemäß [68] folgende Vorgehensweise empfohlen:

1. Visuelle Prüfung der Prüfraupe auf Makroerstarrungsrisse mit dem Rot-Weiß-Farbeindringverfahren. Hier sind jene Erstarrungsrisse gemeint, die bis an die unbearbeitete Raupenoberfläche laufen. Der Abstand zwischen dem Beginn der Schweißung bis zum Auftreten des ersten Erstarrungsrisse wird ausgemessen und als kritische Verformungsgeschwindigkeit  $V_4$  ermittelt.
2. Blechebenes Abschleifen der Prüfraupen, Polieren und Ätzen mit einer Lösung aus 2 Teilen HCl, 1 Teil  $\text{HNO}_3$ , 1 Teil  $\text{H}_2\text{O}_4$  und erneute Untersuchung der Prüfnahrt auf Mikroerstarrungsrisse. Der Abstand des ersten Mikrorisses in der Prüfraupe (Erstarrungsrisse) sowie in den beiden wärmebeeinflussten Zonen nahe der Schmelzlinien der Prüfraupe (Wiederaufschmelzrisse) wird wiederum ausgemessen und die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $V_3$  bestimmt. Hierbei unterscheidet man nun zwischen 3 weiteren kritischen Verformungsgeschwindigkeiten:

- a) Kritische Verformungsgeschwindigkeit  $V_3$ , bei welcher der erste Mikroerstarrungsrisse innerhalb der blecheben abgearbeiteten Prüfraupe bei 40 facher Vergrößerung gefunden wird.

Folgende Fälle können eintreten:  $V_3 = V_4$

$$V_3 < V_4$$

- b) Kritische Verformungsgeschwindigkeit  $V_1$ , bei der erstmals 3 Wiederaufschmelzrisse pro 10 mm Raupenlänge in den beiden wärmeunbeeinflussten Zonen neben der Prüfraupe auftreten. 3 Risse deshalb, weil ein einzelstehender Mikroriss noch keine gesicherte Aussage für den Beginn der Aufschmelzrisse neigung liefert. Diese Risse treten in einer Länge von 0,05 bis 0,4 mm auf.
- c) Kritische Verformungsgeschwindigkeit  $V_2$  für die Anhäufung von Wiederaufschmelzrisse. Das ist jene Verformungsgeschwindigkeit, bei der erstmals 9 Wiederaufschmelzrisse pro 10 mm Raupenlänge in den beiden wärmeunbeeinflussten Zonen neben der Prüfraupe erscheinen.

Eine andere Bewertung PVR-geprüfter Proben ist im DVS-Merkblatt 1004-2 [69] beschrieben. Hier wird für die quantitative Beschreibung der Heißrissneigung von PVR-Proben das Kriterium der kritischen Längsverformungsgeschwindigkeit  $v_{\text{krit}}$  definiert. Darunter ist jene Geschwindigkeit zu verstehen, bei welcher innerhalb der unbearbeiteten Prüfraupe auf der PVR-Probe der erste Heißriss bei mindestens 10 facher Vergrößerung nachgewiesen werden kann. Dabei weisen hohe kritische Längsverformungsgeschwindigkeiten auf eine geringe Heißrissneigung hin.

Der erst erschienene europäische Norm-Entwurf prEN ISO 17641-1 empfiehlt eine weitere Variante für die Auswertung der Prüfergebnisse. Demnach ist die Schweißraupe nach Beendigung der Prüfung mikroskopisch bei 25 facher Vergrößerung zu untersuchen, um die kritische Zuggeschwindigkeit  $V_{\text{kr}}$  für das Auftreten des ersten Heißrisses für jede der verschiedenen Heißrissarten festzustellen. Die Heißrissanfälligkeit wird bei diesem Versuch durch das Prüfkriterium  $V_{\text{kr}}$  quantifiziert.

In [67] wurden Grenzwerte für die Beurteilung der Heißrissicherheit eines Werkstoffes aufgestellt. Demnach liegen die Werte  $V_3$  und  $V_4$  für erstarrungsrisseanfällige Zusatzwerkstoffe bei etwa 20 bis 30 mm/min. Heißrissichere Werkstoffe weisen Werte ab 70 mm/min

auf. V 3 kann um bis zu 30 % niedriger gegenüber V 4 sein. Hinsichtlich der Wiederaufschmelzrisse sind heißrisssensible Werkstoffe durch V 1- und V 2-Werte unter 15 bis 20 mm/min charakterisiert. Bei Geschwindigkeiten für V 1 und V 2 größer als 50 mm/min wird von einer hohen Heißrisssicherheit ausgegangen.

Als Probenformen für diesen Test haben sich die in Bild 9 dargestellten Flachproben bewährt. Mit dem PVR-Test sind Grund- und Zusatzwerkstoffe auf Heißrisseanfälligkeit prüfbar. Außerdem kann die Bewertung von Schweißverfahren und –technologien innerhalb der Parametergrenzen der verwendeten Prüfanlage erfolgen. Prinzipiell ist eine Probe für die Beurteilung des Heißrisssverhaltens bei gleichzeitiger Erfassung aller drei Heißrisstypen ausreichend. Dieser Test kann als Umschmelzung (Schweißung einer Blindraupe) oder Auftragsschweißung ausgeführt werden. Die Vorteile dieses Heißrisstests sind in den geringen Versuchszeiten und der guten Reproduzierbarkeit zu sehen.

## **2.3 *Betrachtungen zur Heißrissempfindlichkeit vollaustenitischer hochwarmfester Nickel-Basislegierungen***

### **2.3.1 Ursachen für die Heißrissempfindlichkeit und Möglichkeiten zu deren Vermeidung**

Die herausragenden mechanisch-technologischen Eigenschaften innovativer metallischer Werkstoffe, wie z. B. Hochtemperaturwerkstoffe, hochkorrosionsbeständige Werkstoffe und Funktionsmetalle, stellen im Vergleich zu konventionellen Werkstoffen höchste Anforderungen an die fägetechnische Verarbeitung. Wesentliche Voraussetzung für ihre Anwendung ist jedoch die Sicherstellung ihrer Fägetbarkeit im umfassenden Sinne (Bild 10). Für die Fägetechnik resultieren daraus vielfältige Bedingungen hinsichtlich einer beanspruchungs- und fertigungsgerechten Werkstoffauswahl sowie Bauteil- und Fägestellengestaltung. [70]

Die Eigenschaften, Lebensdauer und Zuverlässigkeit gefägeter Bauteile werden von der Konstruktion, dem Werkstoff und der Fertigung in komplexer Art und Weise maßgeblich beeinflusst. Durch werkstoff-, konstruktions- und fertigungsbedingte Ursachen kann es in Schweißverbindungen zum Auftreten von Heißrissen kommen. Zwischen den im Bild 11 nach [71] dargestellten Einflussfaktoren besteht ein komplexer Zusammenhang, so dass es nicht möglich ist, über die Wirkung der einzelnen Faktoren auf die Heißrissebildung eine generelle Aussage zu treffen. Vielmehr beeinflusst jede Modifikation eines Einflussfaktors auch die anderen Faktoren. Da das Zusammenwirken der thermomechanischen Prozesse vielfältig ist und Werkstoffe unterschiedlich auf die verschiedenen Einflüsse reagieren, ist der Anteil der einzelnen Einflussgrößen nicht quantifizierbar [72; 73; 74; 75].

Die Ursachen für die Heißrissebildung eines Werkstoffes bzw. einer Werkstofflegierung sind auf verschiedene Einflussfaktoren zurückführbar:

1.  $\delta$ -Ferrit-Anteil im Schweißgut
2. Primärkristallisation
3. Wirkung der Legierungszusammensetzung und Verunreinigungen
4. Schweißparameter
5. konstruktive Bauteilgestaltung.

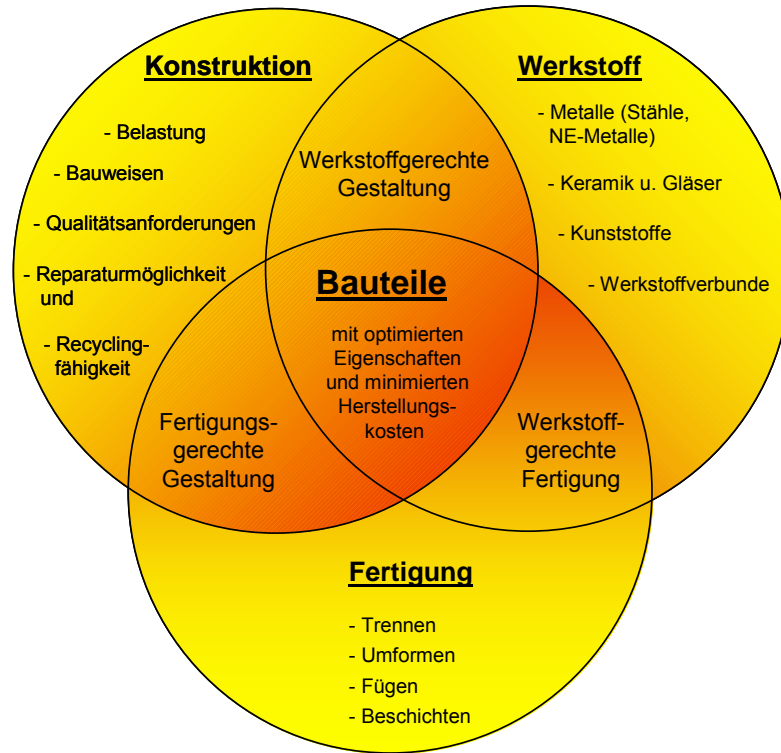
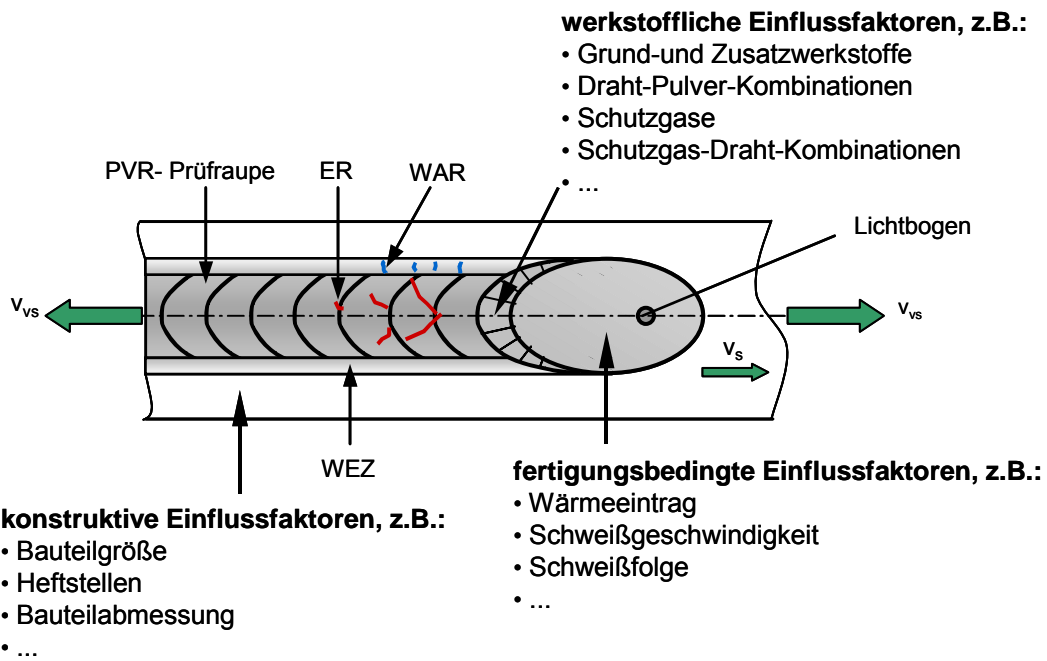


Bild 10: Fügetechnische Zusammenhänge zwischen Konstruktion, Werkstoff und Fertigung [70]



$v_s$  [mm/min] - Schweißgeschwindigkeit ( $v_s = \text{konstant}$ )

$v_{vs}$  [mm/min] - Verformungsgeschwindigkeit ( $v_{vs} = \text{linear zunehmend}$ )

ER – Erstarrungsrisse      WAR – Wiederaufschmelzrisse      WEZ - Wärmeeinflusszone

Bild 11: Wesentliche Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung [71]

Schweißverbindungen von hochlegierten austenitischen Werkstoffen neigen recht stark zum Auftreten von Heißrissen. Innerhalb dieser Legierungsgruppe sind im Hinblick auf die Heißrissensibilität die vollaustenitischen Materialien mit primärer Austeniterstarrung als besonders gefährdet einzuschätzen, wozu neben den vollaustenitischen Stählen auch die Ni-Basislegierungen zählen. Ihre Schweißneigung wird hauptsächlich durch die Neigung zum Auftreten von Heißrissen im Schweißgut begrenzt. Vollaustenitisch erstarrendes Schweißgut neigt konstitutionell bedingt viel stärker zu Unterkühlungen, zu Seigerungen und zur Bildung niedrigschmelzender Phasen, als es ein austenitisches Schweißgut vermag, welches primär ferritisch erstarrt. Überdies ist der Ausdehnungskoeffizient des Austenits auch bei hohen Temperaturen größer als der des Ferrits. Beim Schweißen der hochwarmfesten Ni-Basislegierungen kommt zusätzlich noch der Effekt hinzu, dass Ausscheidungen auf den Korngrenzen, wie Boride, Karbide u. a., die für hohe Warmfestigkeiten benötigt werden, gleichzeitig ein vorzeitiges Korngrenzenaufschmelzen bewirken können. [76; 77; 78; 79]

Da sich die Erstarrungsvorgänge beim vollaustenitischen Schweißgut nicht wesentlich beeinflussen lassen, beschränken sich die Maßnahmen zur Heißrissvermeidung hauptsächlich auf:

- (a) eine Verminderung der heißrissfördernden Wirkung bestimmter Legierungselemente und Verunreinigungen und
- (b) technologische Parameter.

#### **(a) Legierungselemente**

Die Sensibilität eines Werkstoffes zur Heißrissneigung ist legierungsbedingt. Die Wirkung einzelner Legierungselemente auf die Heißrissneigung ist sehr unterschiedlich. Als heißrissfördernde Elemente gelten Bor, Silizium sowie Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel, da sie zur Bildung niedrigschmelzender Phasen an den Korngrenzen beitragen. Über den Einfluss von Niob gibt es unterschiedliche Auffassungen. Während bei austenitischen Stählen mit steigenden Nb-Gehalten ein Anstieg der Heißrissigkeit infolge der Bildung eines niedrigschmelzenden Niob-Karbid-Eutektikums festgestellt wurde, soll Niob bei hochnickelhaltigen Werkstoffen einen günstigen Einfluss auf die Heißrissbeständigkeit ausüben. Für Kupfer ist nur bei höheren Gehalten eine heißrissfördernde Wirkung nachgewiesen worden. Aluminium wird sowohl eine heißrissfördernde wie auch eine heißrissminimierende Wirkung zugeschrieben. Die Elemente Sauerstoff, Cer und Mangan haben einen deutlich heißrissminimierenden Effekt. Widersprüchliche Aussagen existieren zu Titan: einerseits wirkt es ferritstabilisierend, andererseits bildet es zusammen mit Stickstoff ein niedrigschmelzendes, heißrissförderndes Sulfid. [80; 81; 82; 83]

Auch die Wirkung von Stickstoff wird in der Literatur kontrovers diskutiert. Nach [84] soll das Element Stickstoff bei vollaustenitischen Schweißgutlegierungen die Benetzbarkeit der Austenitkorngrenzen erschweren, wodurch die Heißrissneigung sinkt. Von einer Verschlechterung der Heißrissbeständigkeit mit steigenden N<sub>2</sub>-Gehalten wird hingegen in [85] berichtet. Eine detailliertere Beschreibung des Stickstoffeinflusses auf die Heißrissensibilität hochwarmfester vollaustenitischer Ni-Basislegierungen erfolgt im Punkt 2.3.2.1. Da bestimmte Legierungselemente zur Erhaltung der Gebrauchseigenschaften des Schweißgutes notwendig sind, ist die chemische Zusammensetzung nicht immer in der für die Heißrissvermeidung positiven Form veränderbar [48; 86].

## **(b) Schweißparameter**

Beim Schweißen beeinflusst die Spannung die Ausbildung der Schweißnahtbreite und die Stromstärke die Tiefe der Schweißraupe. Die Schweißgeschwindigkeit hat neben der Schweißnahtbreite und -tiefe auch die Schmelzbadform Einfluss. Im Hinblick auf eine geringe Heißrissigkeit sind Schweißparameter günstig, die nur wenig Wärme einbringen, und ein kleines, flaches Schweißbad zu erzeugen. Dadurch wird die Bildung zellulärer, weniger heißrissanfälliger Erstarrungsstrukturen gefördert und die Heißrissneigung verringert. Aber auch die Auswirkungen verschiedener Nahtformen auf die Heißrissempfindlichkeit ist zu beachten. Versuchsergebnisse zeigten, dass mit größer werdendem Öffnungswinkel die kritische Verformungsgeschwindigkeit zunimmt und sich die Heißrissanfälligkeit verringert. [87]

Auch die Form des erstarrenden Schweißbades beeinflusst die Bildung von Heißrissen. Untersuchungen ergaben, dass Schmelzbäder mit elliptischer oder runder Ausbildung der Erstarrungsfronten weniger heißrissanfällig sind als lang gestreckte, spitz auslaufende Schmelzbäder. Die letztgenannte Badform entsteht beim Schweißen mit hohem Schweißstrom und hoher Schweißgeschwindigkeit. Aus einer spitzen Schweißbadform resultiert ein ungünstiger Kristallstoß in der Schweißnahtmitte, in welchem niedrigschmelzende Phasen angereichert sind. Die Heißrissigkeit nimmt zu. [88]

Eine wesentliche Bedeutung für die Verringerung der Heißrissensibilität kommt außerdem der Form der Schweißraupe quer zur Schweißrichtung zu. Bei einer tiefen schmalen Schweißraupe erstarrt das letzte flüssige Metall in der Mitte der Schweißnaht. Die senkrecht zur Kristallisationsrichtung wirkenden Schrumpfungen verursachen in diesem Gebiet Lunker und Erstarrungsrisse. Günstiger hingegen ist eine Schweißraupe, die breiter und weniger tief ist. Hier erstarrt das letzte flüssige Metall an der Raupenoberfläche, wo das Schmelzbad aufgrund günstiger Kristallisationsbedingungen leichter nachfließen kann und somit die Möglichkeit gegeben ist, gebildete Heißrisse wieder auszuheilen. [48; 89]

## **2.3.2 Bedeutung des Elementes Stickstoff für das Heißrissverhalten**

### **2.3.2.1 Stickstoffeinfluss auf die Heißrissensibilität vollaustenitischer hochwarmfester Nickel-Basislegierungen**

Die Erstarrungsvorgänge von vollaustenitischen Schweißgütern lassen sich kaum beeinflussen. Deshalb beschränken sich bisherige Einflussnahmen auf die Heißrissvermeidung beim Schweißen im Wesentlichen auf eine Veränderung der Legierungszusammensetzung und des Gehaltes an Verunreinigungen. Aus dem Schrifttum der vergangenen Jahre sind die negativen Wirkungen solcher Legierungselemente, wie Schwefel, Phosphor, Silizium, Niob, und die positiven Wirkungen von Mangan, Molybdän sowie von Zusätzen seltener Erden, insbesondere Lanthan, bekannt [80; 86; 90]. Bei den hochlegierten Materialien werden daher hohe Anforderungen an die Reinheit der Ausgangsmaterialien gestellt und die zulässigen Gehalte an Spurenelementen, wie Schwefel und Phosphor, auf sehr geringe Werte beschränkt.

Bislang ist der metallurgische Einfluss des Elementes Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit vollaustenitischer Schweißgüter wenig komplex untersucht worden. Schon frühere Untersuchungen weisen darauf hin, dass der Einfluss des Stickstoffs auf die technologische



Festigkeit stets in Abhängigkeit vom jeweiligen Legierungssystem und den damit verbundenen Erstarrungsgefügen zu betrachten ist [91].

Sehr positive Aspekte im Hinblick auf die Heißrissbeständigkeit zeigten sich in einer Reihe von Vorarbeiten, die zum WIG-Schweißen der sich stark ähnelnden hochwarmfesten Nickel-Basisweißzusätze SG-NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4649) bzw. SG-NiCr25FeAl3Y (Werkstoff-Nr. 2.4692) unter Nutzung von Ar-N<sub>2</sub>-haltigen Mischgasen durchgeführt wurden. Sowohl an Doppelkehl- als auch an V-Nahtschweißungen traten bei Nutzung stickstoffhaltiger Mischgase keine Heißrisse auf. Die Verwendung von reinem Argon als Schutzgase führte dagegen immer wieder zu Rissen. Parallel dazu wurden unter Verwendung der genannten Schweißzusätze und Schutzgase reine Schweißgutproben hergestellt, an denen eine analytische Stickstoffbestimmung durchgeführt wurde. Diese wies eine deutliche Zunahme des Stickstoffgehaltes im Schweißgut mit steigenden N<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas nach. Durch metallographische Untersuchungen ließ sich an den Proben auch ein feinkörnigeres Gefüge mit zunehmenden Stickstoffgehalten im Schutzgas nachweisen. [94]

Auch im Rahmen der schweißtechnischen Qualifizierung der rissempfindlichen vollaustenitischen Nickel-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633) zeigte sich, dass das Element Stickstoff eine hohe praktische Bedeutung für die Heißrissvermeidung dieser Legierung erlangen kann [95].

Ausgehend von Praxiserfahrungen werden für das Schweißen der vollaustenitischen hochwarmfesten Nickel-Basislegierungen NiCr25FeAlY (Werkstoffnr.: 2.4633) und NiCr21Co12Mo (Werkstoffnr.: 2.4663) für das WIG-Schweißen Argon-Stickstoff-Gemische mit ca. 1 bis 2 % Stickstoff und für das MAG-Schweißen Argon-Helium-Kohlendioxid bzw. Argon-Helium-Stickstoff-Kohlendioxid empfohlen, um eine duktile und heißrissfreie Schweißverbindung zu erzeugen [96]. Auf den positiven Einfluss des Elementes Stickstoff für die Erhöhung der Heißrissbeständigkeit von solchen Werkstoffen weisen ebenso [97; 98; 99] hin.

Beim Schweißen dieses Werkstoffes bewirkt eine Zufuhr von Stickstoff hingegen keine Veränderung des Heißrissverhaltens gemäß Angaben in [100]. Auch nach [5] verhält sich Stickstoff im Hinblick auf seine Wirkung auf die Heißrissneigung von vollaustenitischem Fe-Basis-Schweißgut praktisch neutral, was durch zahlreiche Heißrisstests mit dem PVR-Versuch belegt wurde.

Am Beispiel der Legierung 25 20 CrNi gelang durch verschiedene Heißrisstests der Nachweis, dass die Reduzierung des S- und P-Gehaltes unter je 0,010 Gew.-%. eine wesentliche Möglichkeit zur Senkung der Heißrissanfälligkeit beim Schweißen vollaustenitischer Stähle ist. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurde auch der Einfluss von 5 bis 20 % -igen Stickstoffbeimischungen zum WIG-Schutzgas geprüft. Allerdings beeinflussten die N<sub>2</sub>-haltigen Schutzgase das Heißrissverhalten in nur sehr geringem Maße und, wenn überhaupt, dann rissverstärkend. [101]

Der ausgewerteten Literatur ist zu entnehmen, dass der metallurgische Wirkeffekt des Elementes Stickstoff im Hinblick auf die Heißrissvermeidung im vollaustenitischen Ni-Basis-Schweißgut bislang nicht systematisch untersucht worden ist. Dieser Wirkeffekt könnte jedoch eine weitere neue positive Eigenschaft sein und den Schweißprozess sowie die Schweißverbindungsseigenschaften von hochwarmfesten Ni-Cr-Fe-Legierungen sowie vollaustenitischen Stählen vorteilhaft beeinflussen.

Das austenitstabilisierende Element Stickstoff wird verschiedenen Stahlsorten gezielt zulegiert, um deren Werkstoffeigenschaften zu verbessern. Stickstoff beeinflusst die Eigenschaften un- und niedriglegierter ferritischer Stähle negativ (u. a. erhöhte Neigung zur Versprödung, Alterung und Porenbildung).

Jüngste Arbeiten von [102] sind ein Indiz dafür, dass Stickstoff das Eigenschaftsprofil von Ni-Basislegierungen ebenso positiv beeinflussen kann, wie es von Fe-Basislegierungen bekannt ist [103]. So ist aufgrund der im Vergleich zum Eisen vorliegenden geringeren Löslichkeit von Stickstoff im kubisch-flächenzentrierten Gitter mit der Bildung von Chromnitriden in der Matrix zu rechnen. Ein Beispiel dafür ist die neuentwickelte Legierung Cronix 70 NS (alloy 70 NS) mit 0,4 % N<sub>2</sub>, bei welcher der hohe Stickstoffgehalt durch den Einsatz der Druck-Elektro-Schlacke-Umschmelzung eingestellt wird. Untersuchungen an dieser Legierung haben gezeigt, dass die Nitridbildung ebenso wie die Karbidhärtung eine wirksame Methode zur Festigkeitssteigerung von Ni-Basislegierungen bei hohen Temperaturen darstellt [11].

Die festigkeitssteigernde Wirkung von geringen Stickstoffzugaben wurde auch für die Herstellung vollaustenitischer ELC-Stähle (**Extra Low Carbon**) genutzt, deren Einsatztemperatur bei etwa 400 °C liegt. Um die selektive Korrosion dieser Werkstoffe besonders in oxydierenden Medien zu vermeiden, muss δ-Ferrit in der Schweißnaht verhindert werden. Zur Vermeidung von Heißrissigkeit wird für diese Werkstoffe eine hohe metallurgische Reinheit (P+S ≤ 0,015 %) sowie ein geringer Wärmeeintrag beim Schweißen empfohlen. Zu beachten ist allerdings, dass die festigkeitssteigernde Wirkung von Stickstoff für die betrachteten stickstofflegierten Stähle mit steigender Temperatur deutlich abnimmt. [104; 105]

Mit dem Verhalten von Hochtemperaturwerkstoffen gegenüber Aufstickung befassten sich auch experimentelle Untersuchungen in [106]. Es wurden u. a. die aluminiumlegierten Nickel-Basislegierungen NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr.: 2.4633) und NiCr23Fe (Werkstoff-Nr. 2.4851) einer N<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>-Gasatmosphäre bei Temperaturen von 1000 °C, 1100 °C und 1200 °C über jeweils 1800 Stunden ausgesetzt, um das Aufstickungsverhalten sowie dessen Auswirkung auf die Duktilität zu beurteilen. Es zeigte sich, dass die Hochtemperaturwerkstoffe im untersuchten Temperaturbereich das Element Stickstoff aufnehmen. Die damit verbundene Nitrierung führte zu einem Abfall der Raumtemperaturzähigkeit. Gegenüber den ebenfalls zum Untersuchungsprogramm gehörenden Eisen-Basislegierungen erlitten die Nickel-Basislegierungen nach der Auslagerung in N<sub>2</sub>-haltiger Atmosphäre jedoch einen deutlich geringeren Verlust an Kerbschlagzähigkeit. Dies wurde nicht nur durch die Größe und Tiefe der inneren Nitride bestimmt, sondern vielmehr durch die Form und den Ort der Nitridausscheidungen. Besonders ungünstig wirkten sich zusammenhängende Korngrenzenbelegungen aus, welche bei den aufgeführten Nickel-Basislegierungen nach der Auslagerung kaum noch vorhanden waren. Insgesamt zeigten die Nickel-Basislegierungen NiCr25FeAlY und NiCr23Fe die höchste Beständigkeit gegenüber Aufstickung. Hinsichtlich der Legierungselemente zeigte sich, dass Aluminium die Beständigkeit gegenüber Nitrierung nicht ungünstig beeinflusst. Bei den untersuchten Hochtemperaturlegierungen kam es zur Bildung von Aluminiumnitriden.

Geringere Stickstoffzugaben können zur Ausscheidung von Nitriden an den Korngrenzen führen, diese blockieren und so das Kornwachstum verhindern. Dieser Effekt ist von ver-

schiedenen austenitischen Stählen bekannt [114]. Als starke Nitridbildner gelten hierbei Elemente, wie Zirkon, Titan, Cer, Aluminium, Lantal, Yttrium, Bor, Niob, Tantal. Grundsätzlich kann Stickstoff im Metall in verschiedenen Formen auftreten [107]:

- als Atom im Gitter und in der Versetzungsumgebung,
- als Molekül in Hohlräumen und
- als chemische Verbindung in Form eines Nitrides.

Ein wesentlicher Aspekt der im Zusammenhang mit der Zumischung von Stickstoff als Schutzgaskomponente beim Schweißen vollaustenitischer Materialien Berücksichtigung finden muss, ist auch die Auswirkung von Stickstoff auf das Schweißprozessverhalten sowie auf die Standzeit der W-Elektrode beim WIG-Schweißen. Obwohl beim Vareststraint-Test (WIG-Schweißen) des vollaustenitischen Stahles vom Typ 310 S (X12CrNi25-20, Werkstoff-Nr. 1.4845) dem Schutzgas Argon immerhin Stickstoff bis zu 20 % zugefügt wurde, gab es keine Aussagen zur damit einhergehenden W-Elektrodenbeeinflussung [108]. Auch andere Autoren berichten in Verbindung mit Heißrisstests über eine Stickstoffzugabe beim WIG-Schweißen austenitischer Stähle, ohne sich jedoch zum Schweißprozessverhalten oder zu einer W-Elektrodenkontaminierung Stellung zu äußern [109; 110]. Es ist jedoch bekannt, dass beim WIG-Schweißen jede Abweichung vom inerten Schutzgascharakter zu einer Schädigung der W-Elektrode führt. Für das Orbital-Schweißen von Duplex-Stählen geben die Autoren von [111] daher entsprechende Empfehlungen, die es ermöglichen, dem Argon bis zu 10 % Stickstoff zuzugeben. In [112] wird von der Verwendung eines Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgasgemisches beim WIG-Schweißen von austenitischen Werkstoffen berichtet, dem zum Zwecke der Erhöhung der W-Elektroden-Standzeit zusätzlich Wasserstoff beigefügt wird.

Das Fazit der ausgewerteten Literatur zeigt, dass die Wirkung von Stickstoff in Nickel und Ni-Basislegierungen bis heute kaum untersucht wurde. Als ursächlich hierfür ist die bislang geltende Meinung, dass Stickstoff in diesen Legierungen nicht als Legierungselement wirkt, sondern als Schädling in Form von Werkstoffversprödung und negativer Beeinflussung der chemischen Zusammensetzung, anzusehen [113].

### **2.3.2.2 Stickstofflöslichkeit in Nickel-Basislegierungen**

Für die sinnvolle Nutzung von Stickstoffzugaben im Schutzgas sind Kenntnisse über die Wechselwirkung Metall-Stickstoff beim Schmelzschweißen eine grundsätzliche Voraussetzung. Die Wechselwirkung beim Schmelzschweißen ist besonders intensiv im Tropfenstadium, da der übergehende Tropfen eine wesentlich größere spezifische Oberfläche als das grundwerkstoffseitige Schmelzbad hat [114]. Voraussetzung für die Stickstoffaufnahme ist die zwischen 6000 und 7000 K ablaufende Dissoziation des molekularen Stickstoffs zu atomaren Stickstoff [115].

Flüssiges Eisen löst bei einem Stickstoffpartialdruck von 1 bar und einer Temperatur von 1550 °C mit ca. 0,044 % deutlich mehr Stickstoff als flüssiges Nickel mit 0,00127 %. Der Zusatz weiterer Legierungselemente zum Eisen beeinflusst bekanntlich die Stickstofflöslichkeit wesentlich. Elemente wie Nickel, Silizium, Kohlenstoff und Phosphor verringern die Stickstofflöslichkeit in Eisenlegierungen. Elemente wie Molybdän, Mangan, Chrom und Vanadin hingegen erhöhen sie [116]. Für einen ausgewählten austenitischen Cr-Ni-Stahl wird beispielsweise die Löslichkeit des Stickstoffs bei 1600 °C und 1 bar N<sub>2</sub>-Partialdruck mit 0,2 % N<sub>2</sub> angegeben, also deutlich höher als in reinem Eisen [117].

In den heute verfügbaren Superlegierungen findet Stickstoff nur Erwähnung als Begleit- oder Spurenelement, nicht jedoch als Legierungselement [6]. Mit Ausnahme von [118] gibt es kaum Untersuchungen zur Stickstofflöslichkeit in den genannten Legierungen. Auch existieren über das Löslichkeitsverhalten von Stickstoff in Nickel und dessen Legierungen bisher nur wenig und teilweise widersprüchliche Aussagen. Ursache hierfür sind wahrscheinlich die vermutete geringe  $N_2$ -Löslichkeit in Nickel und Nickellegierungen sowie die zu erwartenden Verarbeitungsschwierigkeiten.

Die Stickstofflöslichkeit in Ni-Cr-Legierungen wurde bislang für den Stickstoffpartialdruckbereich bis 1 bar dokumentiert. Im Bild 12 sind die Aussagen verschiedener Autoren [119; 120] über die Stickstofflöslichkeit einiger Ni-Cr-Legierungen gegenübergestellt. Trotz geringer Abweichungen ist erkennbar, dass eine Erhöhung des Cr-Gehaltes im System Ni-Cr eine Steigerung der Stickstofflöslichkeit bewirkt. Untersuchungen zum Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die  $N_2$ -Löslichkeit in flüssigen Nickelbasislegierungen wiesen die löslichkeitserhöhende Wirkung von Chrom, Molybdän, Eisen und Kobalt experimentell nach. Löslichkeitsmindernd wirken Aluminium, Bor und Silizium, [120; 121; 122; 123]. Den Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Stickstofflöslichkeit in Ni-Basislegierungen veranschaulicht das Bild 13.

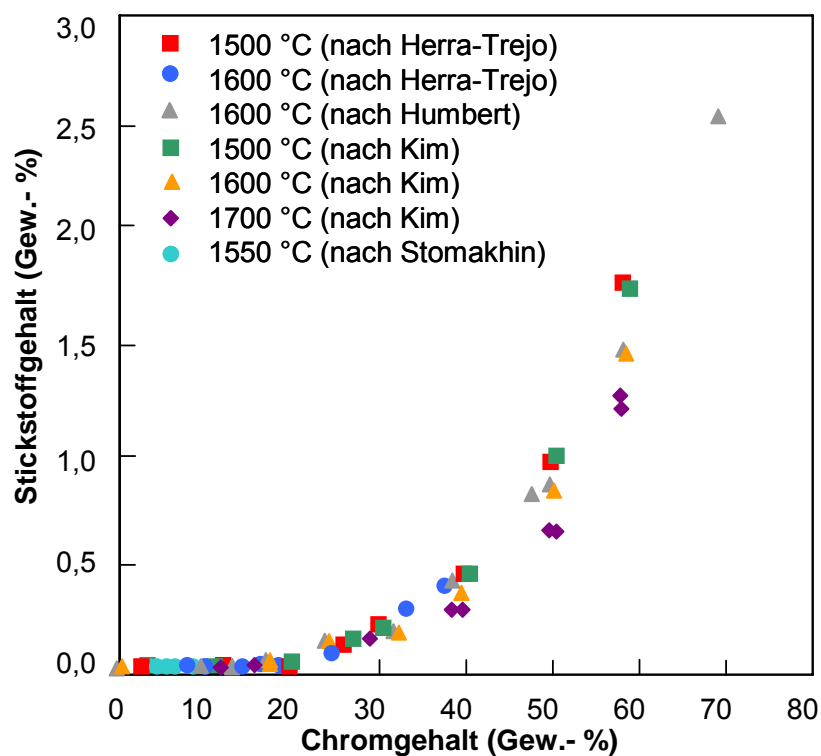


Bild 12: Stickstofflöslichkeit in NiCr-Legierungen unter 1 bar Stickstoffpartialdruck in einem Temperaturbereich von 1500 bis 1700 °C [119; 120]

Auch die Temperaturabhängigkeit der Stickstofflöslichkeit bis 1 bar in den Bereichen zwischen 1500 bis 1750 °C für flüssige NiCr-Legierungen mit Cr-Gehalten zwischen 2 bis 60 Gew.-% war Gegenstand von Untersuchungen. Es zeigte sich, dass die Stickstofflöslichkeit in NiCr-Legierungen mit steigender Temperatur abnimmt. [122; 123; 124]

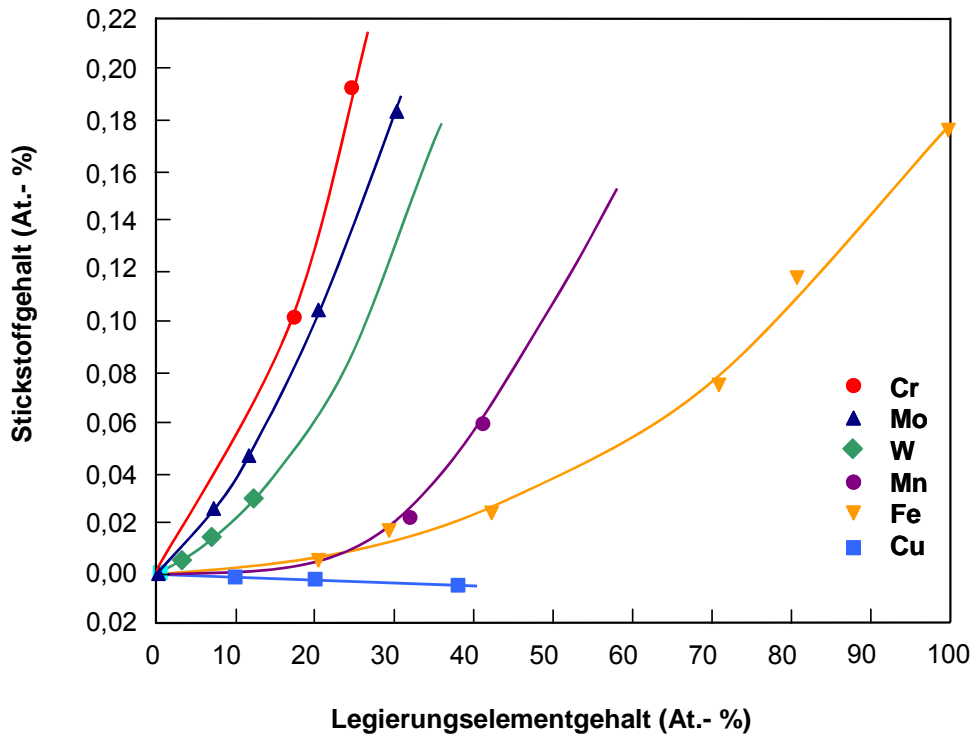


Bild 13: Einfluss der Legierungselemente Cr, Mo, Mn, Fe und Co bei 1550 °C und 1 bar Stickstoffpartialdruck auf die Stickstofflöslichkeit in Nickel-Basislegierungen [120]

Die Tabelle 1 gibt hierzu einen Überblick [125; 126; 127]. Die Untersuchungen bestätigten die Aussage, dass ein Zulegieren von Cer, Kobalt, Chrom, Eisen, Molybdän, Wolfram, Zirkon und Silizium zu einer Erhöhung der Stickstofflöslichkeit, Aluminium und Kupfer hingegen zu deren Verringerung führt.

Tabelle 1: Äquivalenzfaktoren für die Stickstofflöslichkeit von Ni-Basislegierungen [125; 126; 127]

$X_i$	Al	Ce	Co	Cr	Fe	Mo	Nb	Si	Ta	Ti	W	Zr	Lit.
$K_N^{X_i}$	-0,354	13,45	0,0642	1,0	0,224	0,86	-	1,0	-	-	2,830	0,85	[125]
$K_N^{X_i}$	-	-	-	1,0	0,131	0,31	0,204	-	-	-	0,123	-	[126]
$K_N^{X_i}$	-	-	0,0600	1,0	0,15	0,20	0,380	-	0,69	3,06	0,110	3,83	[127]

Unter Anwendung des Äquivalenzverfahrens wird für Ni-Basislegierungen folgender Zusammenhang für die Stickstofflöslichkeit bei 1 bar Stickstoffpartialdruck in Abhängigkeit von der Temperatur angegeben:

$$\log[N]_{Ni} = -\frac{1900}{T} - 1,81 - \left\{ -\frac{324}{T} + 0,0525 \right\} \cdot [Cr_{\ddot{A}q}] - \left\{ \frac{7,0}{T} - 0,002 \right\} \cdot [Cr_{\ddot{A}q}]^2 \quad (4)$$

$$[Cr_{\ddot{A}q}] = [Cr] + 0,20 \cdot [Mo] + 0,11 \cdot [W] + 0,38 \cdot [Nb] + 3,06 \cdot [Ti] + 3,83 \cdot [Zr] + 0,69 \cdot [Ta] + 0,15 \cdot [Fe] + 0,06 \cdot [Co] \quad (5)$$

Ausgehend vom Schrifttum lässt sich über die Stickstofflöslichkeit in flüssigem Nickel ableiten:

1. Die Stickstofflöslichkeit erhöht sich mit steigender Temperatur.
2. Die Legierungselemente Chrom, Molybdän, Eisen, Wolfram und Mangan und Kobalt erhöhen die Stickstofflöslichkeit.
3. Die Legierungselemente Aluminium, Silizium, Bor und Kupfer verringern die Stickstofflöslichkeit.

Zudem zeigen die vorliegenden Aussagen in der Literatur, dass bisher keine Erkenntnisse über das maximale Löslichkeitsvermögen von Stickstoff in Ni-Basislegierungen vorliegen.

## **3 Zusammenfassung des Kenntnisstandes und Ableitung der Aufgabenstellung**

### **3.1 *Kenntnisstand und Schlussfolgerungen***

Hochwarmfeste vollustenitische Nickel-Basislegierungen finden aufgrund ihrer hervorragenden Hochtemperatur-Korrosionseigenschaften bei zugleich guten Warm- und Langzeitfestigkeiten vielfach Einsatz in anspruchsvollen Industriebereichen. Aufgrund ihrer werkstofflichen Besonderheiten neigt diese Werkstoffgruppe jedoch beim Schweißen besonders stark zur Heißrissbildung. Die exzellenten Gebrauchseigenschaften solcher Legierungen werden dadurch in hohem Maße eingeschränkt.

Heißrisse beim Schweißen entstehen aufgrund ungünstiger Wechselwirkungen zwischen metallurgischen, konstruktiven und technologischen Einflussfaktoren. Zu nennen sind beispielsweise die Legierungszusammensetzung, die Art der Primärkristallisation, die Menge an Verunreinigungen, niedrigschmelzende Eutektika, die Schweißparameter und daraus resultierend der Wärmeeintrag beim Schweißen, die Materialdicke sowie die Schweißspannungen und -verformungen.

Als prägnante werkstoffliche Merkmale für eine erhöhte Heißrissensibilität von Ni-Basiswerkstoffen nennt das Schrifttum die primäre Austeniterstarrung und die damit verbundene Neigung zu Unterkühlungen, zu Seigerungen sowie zur Bildung niedrigschmelzender Phasen. Bislang begrenzen sich die metallurgischen Einflussnahmen auf die Heißrissvermeidung solcher Schweißgüter essentiell auf eine Veränderung der Legierungszusammensetzung und des Gehaltes an Verunreinigungen. Angeführt werden hierbei im Schrifttum insbesondere die negativen Wirkungen von Schwefel, Phosphor, Silizium, Niob sowie die positiven Auswirkungen von Mangan, Molybdän und Zusätze seltener Erden, wie z. B. Lanthan. Bei den hochlegierten Materialien werden zudem sehr hohe Anforderungen an die Reinheit der Ausgangsmaterialien gestellt und die zulässigen Gehalte an Spurenelementen, wie Schwefel und Phosphor, auf sehr geringe Werte beschränkt.

Die im nationalen und internationalen Schrifttum vorliegenden Erkenntnisse und Aussagen über den Einfluss von Stickstoff auf die Heißrissneigung von vollaustenitischen Stählen sind kontrovers. Bei diesen Werkstoffgruppen wurde zunächst die Wirkung von Stickstoff gezielt genutzt, um das Eigenschaftsprofil der Materialien, wie z. B. höhere Festigkeitswerte und Korrosionsbeständigkeit, positiv zu beeinflussen. Der Heißrissempfindlichkeit dieser Materialien wurde vorrangig durch hohe Forderungen an die metallurgische Reinheit entgegen getreten. Eine Begrenzung der Schwefel- und Phosphorgehalte in Bereichen zwischen 0,010 bis 0,015 % reduzierten die Heißrissanfälligkeit der genannten Stähle beim Schweißen wesentlich.

Der Einfluss des Legierungselementes Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit vollaustenitischer Schweißgüter beim Schweißen ist dagegen bis heute wenig komplex erforscht worden. Dies begründet auch die widersprüchliche Diskussion über der Nutzung von Stickstoff als heißrissminimierende Komponente. So zeigte sich in verschiedenen Untersuchungen eine heißrissreduzierende Wirkung gezielter Stickstoffzugaben im Bereich von 5 bis 20 % zum Schutzgas für diese Werkstoffe kaum. Teilweise führte die Nutzung N<sub>2</sub>-haltiger Schutzgase auch zu einer Erhöhung der Heißrissneigung. Andere Literaturquellen hingegen heben die heißrissminimierende Wirkung von Stickstoff für vollaustenitische Schweißgüter, speziell vollaustenitische Fe-Basislegierungen mit primärer Austeniterstarrung, hervor. Verschiedene Forschungen wiesen eine Erhöhung der Heißrissbeständigkeit für das WIG-Schweißgut des Werkstofftyps 25 %Cr 20 %Ni durch einen 5 %igen N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas Argon experimentell nach. In anderen Experimenten verhielt sich Stickstoff gegenüber diesem Werkstoff in Bezug auf das Heißrissverhalten hingegen neutral, was durch zahlreiche Heißrisstests unter Anwendung des PVR-Versuches belegt wurde.

Der Literatur ist zu entnehmen, dass dem Legierungselement Stickstoff im Hinblick auf eine heißrissminimierende Wirkung beim Schweißen von Ni-Basislegierungen bislang nur wenig Beachtung zuteil geworden ist. Stickstoff findet bisher in vollaustenitischen Ni-Basis-Schweißgütern lediglich als Spurenelement, nicht jedoch primär als Legierungselement, Anwendung. Wesentlich für die sinnvolle Nutzung von Stickstoff sind jedoch Kenntnisse über die Stickstofflöslichkeit und deren Grenzen in den interessierenden Legierungen. Solchen Untersuchungen widmeten bisherige Forschungen nur wenig Aufmerksamkeit. Über das Löslichkeitsverhalten von Stickstoff in Nickelbasislegierungen existieren deshalb nur unzureichende, zum Teil widersprüchliche Angaben. Ausgehend von den in der Literatur vorliegenden Aussagen erhöht sich die Stickstofflöslichkeit im flüssigen Nickel mit steigender Temperatur. Erhöhend auf die Löslichkeit von Stickstoff wirken u. a. die Legierungselemente Chrom und Molybdän, während hingegen Aluminium, Silizium und Bor einen verringernden Einfluss ausüben. Begründet durch die zu erwarteten eventuellen Verarbeitungsschwierigkeiten ist das Löslichkeitsverhalten von Stickstoff in Nickel-Legierungen noch ungeklärt. Für eine methodische Anwendung von Stickstoff im Schutzgas beim Schmelzschweißen sind solche Kenntnisse jedoch eine prinzipielle Voraussetzung und müssen deshalb geklärt werden.

Das ausgewertete Schrifttum zeigt, dass das Element Stickstoff in der Vergangenheit zwar eine wesentliche Bedeutung für die Beeinflussung der Eigenschaften verschiedener hochlegierter austenitischer Werkstoffe und Duplex-Stähle erlangt hat. Die Wirkung von Stickstoff

in Nickel und Ni-Basislegierungen ist hingegen bislang kaum untersucht worden, da Stickstoff in diesen Legierungen nicht als positiv, sondern als nachteilig in Form von Werkstoffversprödung und negativer Beeinflussung der chemischen Zusammensetzung angesehen wird. Der vorliegende Kenntnisstand offenbart, dass die Wirkung von Stickstoff als Schutzgaskomponente auf das Heißrissverhalten vollaustenitischer Schweißgüter bislang nicht eindeutig geklärt ist und diesbezüglich ein grundlegender Untersuchungsbedarf besteht.

Als ein aktuelles Anwendungsbeispiel aus der Praxis ist die vollaustenitische hochwarmfeste Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoffnr. 2.4633, alloy 602 CA) zu nennen. Dieser Werkstoff verfügt über hohe Warmfestigkeiten und Korrosionsbeständigkeiten bis ca. 1200 °C. Einsatz findet diese Legierung beispielsweise im Wärmebehandlungsanlagenbau als Ofenrolle in Rollenherdöfen, Blankglühmuffel oder als Glühhaube. Die Fertigung dickwandiger Ofenrollen aus NiCr25FeAlY ermöglichte die Substitution von gesundheitsgefährdenden Asbestrollen, deren Lebensdauer nur etwa 1 Jahr betrug. Aufgebaut sind diese Ofenrollen aus einem Rohrkörper, der unter Anwendung des WIG-Heißdrahtschweißens mit dem artgleichen Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY längsnaht verschweißt wurde. Als prekär erwiesen sich jedoch die immer wieder auftretenden Heißrisse im Mehrlagenschweißgut dieser Ni-Basislegierung beim Einsatz des Schutzgases Argon 4.6. Wie bereits beschrieben, hat sich im Rahmen der schweißtechnischen Qualifizierung der genannten Nickel-Basislegierung gezeigt, dass sich beim Schweißen Stickstoffzusätze im Schutzgas positiv auf das Heißrissverhalten des rissempfindlichen Werkstoffes auswirken. Die Verwendung von reinem Argon als Schutzgas führte hingegen immer wieder zur Heißrisse im Schweißgut. Bislang sind die Ursachen dieses beachtenswerten Effektes aber noch ungeklärt. Auch die Auswirkungen auf die Schweißguteigenschaften sowie das Schweißprozessverhalten sind noch nicht erforscht worden. Daraus resultierende Ansätze für Übertragungsmöglichkeiten auf weitere heißrissensible hochwarmfeste sowie praxisrelevanter Nickel-Basislegierungen waren ebenfalls noch nicht Gegenstand von Untersuchungen.

Ausgehend von ersten Untersuchungsansätzen sowie deren viel versprechenden Resultaten ist der metallurgische Effekt des Elementes Stickstoff für die Heißrissvermeidung im vollaustenitischen Ni-Basissschweißgut als eine neue bedeutende Eigenschaft anzusehen, die bisher noch nicht Gegenstand systematischer wissenschaftlicher Untersuchungen war, jedoch zukünftig eine hohe praktische Bedeutung erlangen könnte. Stickstoff weist den großen Vorteil auf, dass es als kostengünstiges und gut verfügbares Element dem Schutzgas unproblematisch sowie ohne nennenswerte Mehraufwendungen zusetzbar ist.

Die Problematik der Heißrissneigung im Schweißgut hochwarmfester vollaustenitischer Ni-Basislegierungen führt beim Anwender in der Praxis zu erheblichen Schwierigkeiten bei deren schweißtechnischen Verarbeitung. Entsprechend groß ist deshalb der Bedarf nach Möglichkeiten für eine qualitätssichere Verarbeitung dieser anspruchsvollen Materialien. Systematische wissenschaftliche sowie an Praxisbedürfnissen orientierte Untersuchungen sollen das bestehende Wissensdefizit zum Stickstoffeinfluss auf das Eigenschaftsbild von rissensiblen hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen grundlegend klären. Durch die angestrebten Ergebnisse ist ein wesentlicher wirtschaftlicher Beitrag hinsichtlich der Verbesserung der Fertigungsqualität und daraus resultierend die Erhöhung der Zuverlässigkeit und Sicherheit von Schweißkonstruktionen aus den genannten Werkstoffen



zu erwarten. Bestehende Unsicherheiten bei Anwendern in Bezug auf die Einsatzmöglichkeiten von stickstoffhaltigen Schutzgasmischungen können somit abgebaut werden.

## **3.2 Aufgabenstellung**

Das Ziel dieser Arbeit besteht in der methodischen Untersuchung der Möglichkeiten zur Beeinflussung der Heißrissneigung im Schweißgut von praxisrelevanten Vertretern hochwarmfester vollaustenitischer sowie heißrissensibler Nickel-Basislegierungen über das Element Stickstoff. Die Stickstoffzuführung wird als Schutzgaskomponente zum inerten Basisgas Argon über die Lichtbogenatmosphäre beim MSG-Impulslichtbogen- und WIG-Schweißen realisiert. Dadurch soll gewährleistet werden, dass die N<sub>2</sub>-Zufuhr an der relevanten Schnittstelle Lichtbogenatmosphäre erfolgt.

Für die Ermittlung des Stickstoffeinfluss auf das Heißrissverhalten vollaustenitischer hochwarmfester Ni-Basislegierungen wurden folgende heißrissempfindliche Vertreter dieser Werkstoffgruppen ausgewählt:

NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr.: 2.4633; alloy 602 CA)

NiCr23Fe (Werkstoff-Nr.: 2.4851; alloy 601 H)

NiCr21Co12Mo (Werkstoff-Nr.: 2.4663; alloy 617)

NiCr29Fe (Werkstoff-Nr.: 2.4642; alloy 690),

deren schweißtechnische Verarbeitung unter Verwendung geeigneter Schweißzusätze erfolgt. Auftretende grundlegende metallurgische Wirkmechanismen, die eine Beeinflussung des Heißrissverhaltens bedingen, sollen speziell am Beispiel der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY aufgedeckt werden. Die im Rahmen der Untersuchungen zu erwartenden Auswirkungen auf die Schweißnahtqualität (Schweißnahtimperfectionen sowie mechanisch-technologische Eigenschaften) sind als ein weiterer wesentlicher Untersuchungsschwerpunkt begleitend zu bewerten.

Ausgehend von den Schlussfolgerungen des vorliegenden Kenntnisstandes sollen neue wissenschaftlich fundierte Erkenntnisse durch nachfolgendes Versuchsprogramm erlangt werden:

1. Festlegung optimaler Schweißbedingungen für die Herstellung reiner Schweißgutproben unter Anwendung der ausgewählten Ni-Basislegierungen durch den WIG- und MSG-Impulslichtbogen-Prozess:
  - Auswahl der für die zu untersuchenden Grundwerkstoffe geeigneten Schweißzusätze,
  - Festlegung der zu variierenden Gehalte an Stickstoffzusätzen als Schutzgaskomponente zum Basisgas Argon,
  - Ermittlung geeigneter Schweißparameter.
2. Prüfung und Bewertung der Heißrissneigung WIG-geschweißter Proben in Abhängigkeit von der Höhe der erfolgten Stickstoffzumischungen an selbstbeanspruchten Proben (Herstellung von Doppelkehlnähten an 5 bzw. 10 mm dicken Blechen nach DVS-Merkblatt 1004-T3) unter der Zielsetzung:

- Überprüfung des Einflusses von N<sub>2</sub>-Beimengungen im Schutzgas auf die Heißrissneigung der Schweißnähte,
  - Ableitung erforderlicher Stickstoffgehalte in Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgasgemischen ausgehend von den erreichten Ergebnissen.
3. Prüfung der Heißrissneigung WIG- und MSGp-geschweißter Proben in Abhängigkeit von der Höhe der Stickstoffzumischungen an fremdbeanspruchten Proben mit Hilfe des PVR-Versuches sowie nachfolgende licht- und elektronenmikroskopische Rissuntersuchungen an ausgewählten Proben mit dem Ziel der metallkundlichen Deutung der Prüfergebnisse.
  4. Herstellung reiner Schweißgutproben aus der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY unter Einsatz der ausgewählten Schweißzusätze und Schutzgasgemische mit dem WIG- und dem MSGp-Schweißen mit fester Einspannung nach gültigem Normenwerk (DIN EN 1597-1) sowie deren Prüfung:
    - Ermittlung der chemischen Zusammensetzung (insbesondere der erforderlichen Stickstoffgehalte zur Gewährleistung der Heißrissicherheit),
    - metallographische Beurteilung der Makro- und Mikrogefügestruktur (Heißrisse, Ausscheidungen, Nahtformung, innere Nahtimperfectionen),
    - Durchführung thermischer Analysen zum Zwecke der Charakterisierung des spezifischen Verhaltens der stickstoffbeeinflussten Schmelzen und somit zur Erfassung der besonderen metallurgischen Auswirkungen des Stickstoffs,
    - Prüfen der mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Raumtemperaturen (Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften, Mikrohärtmessung).
  5. Herstellung reiner Schweißgutproben durch MSGp-Auftragschweißungen zur Überprüfung der Übertragungsmöglichkeiten des bei den vorangegangenen Untersuchungen ermittelten N<sub>2</sub>-Einflusses auf das Heißrissverhalten sowie zur Klärung des Einflusses ausgewählter N<sub>2</sub>-Zusätze im Schutzgas auf die Schweißguteigenschaften (Mikrogefüge, mechanisch-technologische Eigenschaften) weiterer typischer hochwarmfester vollaustenitischer sowie heißrissempfindlicher Nickel-Basislegierungen.
  6. Klärung der metallurgischen Ursachen für die Beeinflussung des Heißrissverhaltens durch das Element Stickstoff am Beispiel der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY mittels Untersuchungen am Raster- und Transelektronenmikroskop
  7. Kritische Beurteilung der erlangten Erkenntnisse sowie Erarbeitung technologischer Empfehlungen bezüglich optimaler Stickstoffbeimengungen zum Mischgas beim WIG- und MSGp-Schweißen unter den Gesichtspunkten hoher Heißrissicherheit, eines guten Schweißprozessverhaltens sowie ausreichender Schweißverbindungsseigenschaften.

## 4 Versuchskonzept und verwendete Anlagentechnik

### 4.1 Versuchsanlagen für die MSG-Impulslichtbogen- und WIG-Auftragschweißungen

Die schweißtechnischen Versuche wurden im Labor für hochlegierte Werkstoffe (MSG-Auftragschweißungen) und im Orbitallabor (WIG-Auftragschweißungen) am Institut für Füge- und Strahltechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg ausgeführt.

#### MSG-Impulslichtbogen-Auftragschweißungen

Zur Versuchsanlage der vollmechanisiert ausgeführten MSG-Impulslichtbogen-Schweißungen gehörten als wesentliche Komponenten (Bild 14):

- eine Schweißstromquelle mit Handbrenner,
- ein Roboter-Drahtantriebssystem,
- ein Schlauchpaket mit Versorgungsleitungen für Strom, Schutzgas, Kühlwasser, Drahtführungsschlauch und Steuerleitung,
- die Bewegungseinrichtungen des Schweißtisches,
- ein Wasserkühlgerät,
- die Schutzgasversorgung und
- ein Messwerterfassungs- und -auswertesystem.

Vor Beginn des Schweißprozesses wurden die Schweißproben zur sicheren Fixierung und zur Erzeugung maximaler Eigenspannungen auf 80 mm dicke wassergekühlte Stahlplatten aufgeschweißt. Die Schutzgasversorgung erfolgte über Schutzgasflaschen. Im Folgenden wird die verwendete Versuchsanlagentechnik vorgestellt.



Bild 14: Versuchsanlage für das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogen-Schweißen

### **Schweißstromquelle**

Für die Schweißversuche wurde die Inverterschweißstromquelle Quinto 503 GLC Profi der Firma *Cloos GmbH* eingesetzt. Diese transistorisierte programmierbare Impulslichtbogenstromquelle ist über ein Mikroprozessor-System steuerbar. Das Gerät ist einsetzbar zum MIG/MAG-Schweißen aller Metalle von Hand, mechanisiert und mit Robotern. Manuell kann WIG-Gleichstrom mit Lift-Arc-Zündung geschweißt werden. Beim Schweißen kann zwischen den Modulationsarten  $I_G / I_P$  und  $I_G / U_P$ -Modulation gewählt werden. Neben dem Einstellen der Impulsparameter ist die Steuerung des Pulsflankenanstieges möglich. Über ein an der Schweißstromquelle integriertes Display mit Funktionstasten sind Änderungen einzelner oder mehrerer Schweißparameter auch während des Schweißprozesses realisierbar. Die Einstellung erfolgt über einen Drehknopf. Es besteht die Möglichkeit alle Schweißparameter und Einstellwerte über einen mit der Schweißstromquelle verbundenen Drucker zu dokumentieren. [128; 129]

### **Drahtantriebssystem**

Als Drahtantriebssystem diente das auf die Schweißstromquelle angebaute zweimotorige Roboter-Drahtantriebssystem DuoDrive 10° mit einer Roboter-Schweißpistole vom Typ MRW 350-31. Dieses System besteht aus einer Drahtvorschubeinheit mit tachogeregelten 2+2-Rollenvorschubsystemen, die sowohl einen prozessnahen, als auch abriebarmen und schlupffreien Drahttransport garantieren. [128; 129]

### **Bewegungseinrichtungen**

Alle Schweißungen wurden vollmechanisiert ausgeführt. Für die Bewegungs- und Positioniereinrichtung des Maschinenbrenners kam die Baukasten-Schweißeinrichtung ZIS 650 zum Einsatz, ergänzt mit den Translationseinheiten T 100 und T 250 des Roboterbaukastensystems ZIS 995. Die Realisierung der Bewegungen in x-, y- und z-Richtung erfolgte durch die Thyristorsteuerung vom Typ MSU 2.1/1 und der Sensorhilfssteuerung des Typs HAR 15, die zugleich dem Start und das Beenden des Schweißprozesses diente. [128; 129]

### **Wasserkühlgerät**

Die Stahlplatte, auf denen die Proben aufgeschweißt waren, ist durch Wasser gekühlt worden, um die durch den Schweißprozess eingebrachte Wärme schneller abzuleiten. Hierfür wurde durch die Stahlplatte ein Kupferrohr geführt, durch welche die Zuführung des Kühlwassers erfolgte. Für die Kühlung wurde das Wasserkühlgerät DIX KS 8020 der Firma *Dinse* eingesetzt. Es handelt sich hier um ein Gerät mit Wasserumlauf-Kühlung bestehend aus einem Elektromotor, einem Lüfterrad, einem Wärmetauscher, einem Wassertank sowie Anschlüssen für den Wasser-Vorlauf und den Wasser-Rücklauf. [130]

### **Messwerterfassungs- und -auswertesystem**

Zur Erfassung, Auswertung sowie Dokumentation der Schweißparameter und Schweißprozessverläufe wurde das Messwerterfassungs- und -auswertesystem WeldAnalyst V3.02 der Firma *HKS Prozesstechnik GmbH* genutzt. Dieses Messgerät ermöglicht die komplexe dynamische Analyse von Lichtbogenschweißprozessen. Es handelt sich um ein Baukastensystem bestehend aus Sensoren zur Erfassung der Schweißparameter, einem ASP-Modul (**A**dvanced **S**ignal **P**rocessing) für eine geräteintegrierte Signalverarbeitung

sowie einem für die schweißtechnische Fertigung geeigneten tragbaren Industriecomputer (Erfassung, Darstellung und Archivierung der Schweißparameter).

Die Schweißdatenerfassung erfolgt über verfahrensspezifische Sensoren, die den Anforderungen des Schweißprozesses entsprechen und in der Lage sind, auch hochfrequent gezündete WIG-Prozesse zu erfassen und zu verarbeiten. Mit Hilfe des Systems sind die Parameter Schweißstrom und Schweißspannung sowie Gasdurchfluss und Drahtvorschub gleichzeitig messbar. Während des Schweißens werden die Effektiv- und arithmetischen Mittelwerte angezeigt. Eine nachfolgende Analyse ermittelt alle dynamischen und statistischen Prozessparameter und dokumentiert diese in einem Protokoll.

Die eingestellte Abtastfrequenz der Schweißparameter zur Messwerterfassung der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche betrug 6,4 kHz.

### **WIG-Auftragschweißungen**

Für die vollmechanisiert ausgeführten WIG-Kaltdraht-Auftragschweißungen stand folgende Gerätetechnik zur Verfügung (Bild 15):

- eine Schweißstromquelle,
- eine Bewegungseinrichtung,
- ein Schlauchpaket mit entsprechenden Versorgungsleitungen für Strom, Schutzgas und Kühlwasser,
- die Positioniereinrichtungen des WIG-Schweißbrenners einschließlich AVC-Regelung,
- ein Wasserkühlgerät,
- die Schutzgasversorgung sowie
- ein Messwerterfassungs- und -überwachungssystem.

Als Wolfram-Elektrode kam der Typ WC 20 ( $\varnothing$  4 mm; Spitzenwinkel 15 °) zur Anwendung. Analog zu den MSG-Auftragschweißungen wurden auch bei den WIG-Auftragschweißungen die Schweißproben auf 80 mm dicke wassergekühlte Stahlplatten aufgeschweißt. Die Realisierung der Schutzgasversorgung erfolgte auch hier über Schutzgasflaschen. Nachfolgend wird die eingesetzte Versuchstechnik erläutert.

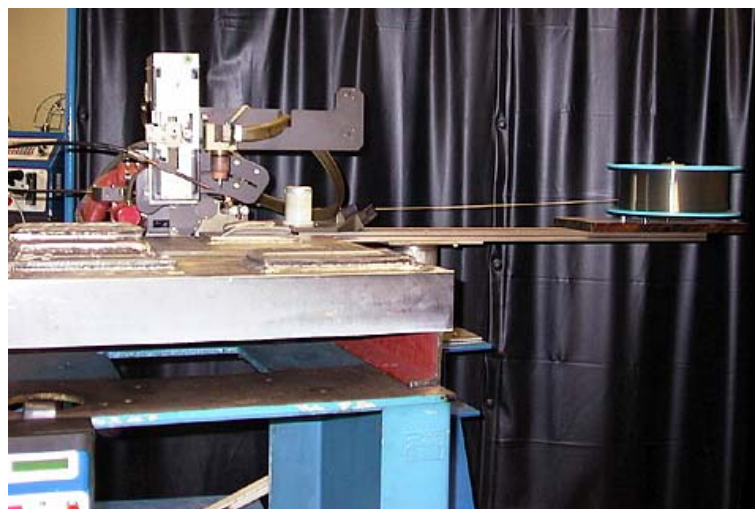


Bild 15: Versuchsanlage für das vollmechanisierte WIG-Kaltdraht-Auftragschweißen

### **Schweißstromquelle**

Für die Schweißversuche wurde die vollprogrammierbare transistorisierte Stromquelle AUTOTIG 600 PC der Firma *Polysoude* (Nantes/Frankreich) eingesetzt. Es handelt sich um einen primärgetakteten Inverter mit einer Arbeitsfrequenz von 40 Hz. Diese Schweißstromquelle ist für das automatisierte WIG- und Plasmaschweißen nutzbar. Mit entsprechenden Zusatzeinrichtungen kann auch das Schweißen mit Heißdraht durchgeführt werden. Das komplette System der AUTOTIG 600 PC besteht aus der Schweißstromquelle, dem Personalcomputer (PC) und einer Fernbedienung. Die Stromquelle verfügt über eine motorisierte Höhenregulierung und Brennerpendelung und ist mit einem externen Kühlgerät ausgestattet.

Für die Schweißversuche kam ein wassergekühlter WIG-Brenner zum Einsatz. Der Anschluss für die Wasserkühlung befindet sich an der Rückseite der Stromquelle. Die Positionierung des Brenners wird über die Fernbedienung vorgenommen.

Die Zuführung des Schweißdrahtes erfolgt über einen auf Längsführungsschienen (siehe Beschreibung POLYCAR II) befestigten externen Drahtvorschub, der über einen Drahtführungsschlauch und eine Steckverbindung mit dem Drahteinschub an der Schweißstromquelle verbunden ist. Das Positionieren des Schweißdrahtes wird über die Fernbedienung geregelt.

Über entsprechende Anschlüsse auf der Rückseite der Anlage wurde die Verbindung mit der Gasversorgung (Schutzgasflaschen) realisiert. Die Durchflussmenge des Schutzgases ist über den Durchflussmengenmesser an der Frontseite der Schweißstromquelle regulierbar.

Mit Hilfe der Fernbedienung ist es möglich, verschiedene Parameter während des Schweißprozesses zu optimieren. Die Parameter Grundstrom, Lichtbogen Spannung, Geschwindigkeits-Längsbewegung, Drahtgeschwindigkeit und Pendelweite können verändert werden. An der Frontseite der Schweißstromquelle wird die Fernbedienung mit einer Verschraubung auf dem Einschub Ablaufsteuerung befestigt.

Der zur Programmierung der Stromquelle notwendige PC ist mit einem speziellen Stecker an den Einschub Ablaufsteuerung angeschlossen. Während des Schweißens werden alle über den PC oder die Fernbedienung durchgeführten Änderungen aufgezeichnet und sind nach Beendigung des Schweißens auf dem PC abrufbar. Da die Speicherung der Parameteränderungen im Mikroprozessor der Stromquelle erfolgt, ist der PC direkt mit der AUTOTIG 600 PC verbunden. [131]

### **Bewegungs- und Positioniereinrichtungen**

Alle WIG-Schweißungen wurden vollmechanisiert ausgeführt. Als Bewegungs- und Positioniereinrichtung für den Schweißbrenner diente das Schweißfahrwerk POLYCAR II der Firma *Polysoude*. Die Anlage weist folgende Ausstattungsmerkmale auf: alle Bewegungsfunktionen werden durch die Stromquelle gesteuert, einfache Handhabung, schnelles Aufsetzen der Führungselemente, für Rundnaht- und Längsnahtschweißungen einsetzbar sowie hervorragende Eignung für den Baustellenbetrieb.

Das Schweißfahrwerk ist mit seiner modularen Bauweise speziell zum Herstellen von Rohrverbindungen großer Durchmesser geeignet. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Längsnahtschweißungen wurde jedoch optional die Längsführungsschiene des Schweißfahrwerkes genutzt. Die Ausrüstung des POLYCAR II umfasst u. a. eine Lichtbogenlängenregelung (AVC – **Arc Voltage Control**), die den Abstand zwischen der

Spitze der Wolfram-Elektrode und der Probenoberfläche während der WIG-Schweißversuche konstant hält. [132]

#### **Wasserkühlgerät**

Für die Kühlung der Stahlplatte wurde das bereits für die MSG-Auftragschweißungen verwendete Wasserkühlgerät der Firma *Dinse* eingesetzt.

#### **Messwerterfassungs- und -überwachungssystem**

Mit dem Messwerterfassungs- und -überwachungssystem Polysoude V2.0 der Firma *Polysoude* erfolgte in Verbindung mit einem PC die Erfassung, Auswertung und Überprüfung der Schweißparameter sowie die Dokumentation der Schweißprozessverläufe. Dieses System besteht aus einem PC mit eingebauter Erfassungskarte mit zugehörigen AD-Wandlern, einem Interface zwischen PC und der Messkarte der AUTOTIG-Stromquelle sowie einem Programm zur Messwerterfassung. Während des Schweißprozesses sind folgende Parameter auf dem Bildschirm angezeigt und zugleich auf dem PC gespeichert worden: der Schweißstrom, die Schweiß- und Drahtgeschwindigkeit sowie die Spannung des Lichtbogens. [133]

Für die Messung und Kontrolle der Schweißparameter während des Schweißens wurde das Messwerterfassungssystem WeldLogger der Firma *HKS Prozesstechnik GmbH* genutzt. Mit Hilfe dieses Gerätes können die Parameter Schweißspannung und Schweißstrom beim Lichtbogenschweißen erfasst, angezeigt und gespeichert werden. Das System besteht aus dem Grundgerät (Mikrocontrollerbaugruppe), Spezialkabeln für den Anschluss des Gerätes an die Schweißstromquelle sowie einem seriellen Verbindungskabel zwischen PC und WeldLogger zum Auslesen der aufgenommenen Daten. Zur Messung des Schweißstroms wird der WeldLogger in die Masse- oder Schweißleitung geschaltet. An die Anschlussbuchse für die Schweißspannung ist der Pol der Schweißstromquelle anzuschließen, der keine direkte Schweißkabelverbindung mit dem WeldLogger hat. Schweißspannung und -strom werden als Effektivwerte angezeigt und im Speicher des Gerätes mit einer Frequenz von 10 Hz abgespeichert. [134]

## **4.2 Gerätetechnik zur Bestimmung der Eigenschaften der hergestellten Schweißproben**

Zur Klärung und Deutung der Wirkung des Elementes Stickstoff auf die Eigenschaften der Schweißverbindungen, das Heißrissverhalten sowie das Schweißprozessverhalten sind umfangreiche zerstörungsfreie und zerstörende Untersuchungen an den hergestellten Schweißproben realisiert worden. Im Mittelpunkt dieser Untersuchungen standen:

- die Bewertung des Mikrogefüges hinsichtlich innerer Nahtimperfectionen und der Gefügestruktur,
- die Analyse des N<sub>2</sub>-Gehaltes und der N<sub>2</sub>-Verteilung im Schweißgut,
- die Ermittlung der Kleinlasthärte sowie
- die Bestimmung der Festigkeit- und Zähigkeitseigenschaften der Schweißnähte.

Zum Nachweis von eventuell vorhandenen Rissen an den Oberflächen der Schweißproben wurde nach deren Fertigstellung zunächst eine Farbeindringprüfung unter Nutzung von Diffusions-Rot und einem geeigneten Entwickler der Firma *Klumpf* durchgeführt. Daran

schloss sich eine erneute Prüfung unter Nutzung des Stereomikroskops MZ 6 der Firma *Leica* an.

Die Bestimmung der Nahtkenngrößen sowie die Messung der im Schweißgut vorliegenden Einschlüsse erfolgte am Makrogefüge der Schweißproben unter Einsatz des Bildanalysegerätes Quantimet 570 der Firma *Leica*. Auch die Kleinlasthärte HV 1 wurde an den Makrogefügen mit dem Härteprüfgerät 3212 der Firma *Zwick* ermittelt.

Für die Bewertung des Mikrogefüges im polierten und geätzten Zustand kam das Auflichtmikroskop Reichert MeF3A in Verbindung mit der Bilddatenbank IM 1000 der Firma *Leica* zur Anwendung. Im Mittelpunkt der Auswertung stand die Aufdeckung eventuell vorliegender Unregelmäßigkeiten, wie Risse, Poren und Bindefehler im Schweißgut. Zusätzlich wurde die Mikrogefügestruktur hinsichtlich vorliegender Ausscheidungen im Schweißgut mit dem Rasterelektronenmikroskop JEOL 4120 (Firma *JEOL*) sowie mit dem Transelektronenmikroskop CM 200 (Firma *Philips*) beurteilt. Die Untersuchung auf vorhandene innere Nahtimperfectionen ist mit dem Radioskopiesystem Gammascope GS 200 der Firma *Feinfokus* erfolgt.

Einen wesentlichen Schwerpunkt der Probenauswertung bildete die Bestimmung des N<sub>2</sub>-Gehaltes und der N<sub>2</sub>-Verteilung des reinen Schweißgutes. Die Ermittlung der Stickstoffgehalte wurde durch eine Schmelzextraktion mit dem Analysator ON-Mat 8500 realisiert. Durch eine EPMA-Tiefenanalyse (Elektronenstrahl-Mikrosonde SX 50 / Firma *CAMECA*) und ESMA-Flächenanalyse (Elektronenstrahlmikroanlage JEOL JXA 8800L / Firma *JEOL*) ist die Stickstoffverteilung in ausgewählten reinen Schweißgutproben erfasst worden.

Die chemische Zusammensetzung vom Grundwerkstoff sowie von allen hergestellten reinen Schweißgütern erfolgte spektrometrisch mit dem Funkenspektrometer Spectro LAB S (Firma *Spectro Analytical Instruments*).

Für die Ermittlung des Schmelzbereiches von ausgewählten WIG- und MSG-Schweißgutproben kam die differentielle Thermoanalyse (Gerät TG DTA 92 / Firma *SETARAM*) zur Anwendung. An einer Schweißprobe ist durch eine AES/XPS-Oberflächenanalyse die Zusammensetzung von auf der Schweißnahtoberfläche abgelagerten Partikeln bestimmt worden.

Die Prüfung der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften der Schweißproben beinhaltete:

- Zugversuche mit Feindehnmessung an Rundzugproben nach DIN EN 10002-1 [135] zur Ermittlung der Zugfestigkeit  $R_m$ , der Dehngrenzen  $R_{p0,2}$  und  $R_{p1,0}$  sowie der Bruchdehnung  $A_5$  mit der Materialprüfmaschine Z 250 (Firma *Zwick*),
- Biegeversuche an Seiten- und Querbiegeproben nach DIN EN 910 [136] zur Ermittlung des Biegewinkels und der Biegedehnung (Biegeverhältnis  $d/a=3$ ) mit der Zug-Druckprüfmaschine ZD 50 (Firma *WPMS Leipzig*),
- Kerbschlagbiegeversuche nach DIN EN 10045-1 [137] zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit  $A_v$  und Kerbschlagzähigkeit  $K_C$  mit dem Pendelschlagwerk PSD 300 (Firma *WPMS Leipzig*).



### **4.3 Heißrissprüfung mit dem PVR-Test**

Die Heißrissneigung der im Rahmen dieser Arbeiten untersuchten Grund- und Zusatzwerkstoffe wurde durch den im Abschnitt 2.2.3.2 beschriebenen Programmierten-Verformungs-Riss-Test (PVR-Test) geprüft. Zum Zeitpunkt des Erscheinens der Norm prEN ISO 17641 sind alle Heißrissproben bereits ausgewertet gewesen, so dass sich die Vorgehensweise zur Bewertung der PVR-Proben in der vorliegenden Arbeit nur nach dem DVS-Merkblatt 1004-2 als auch nach den Empfehlungen in [68] orientierte.

Das Ziel der PVR-Versuche bestand in der Beurteilung der Übertragbarkeit der am Werkstoff NiCr25FeAlY (alloy 602 CA) gewonnenen Ergebnisse zum Einfluss des Stickstoffs auf die Heißrissbeständigkeit beim WIG- und MSGp-Schweißen auf die weiteren im Abschnitt 5.1 genannten heißrissempfindlichen Grund- und Zusatzwerkstoffe. Ausgehend von dieser Zielsetzung ist der PVR-Test in zwei Varianten durchgeführt worden:

1. WIG-Schweißen von Blindraupen (WIG-Umschmelzung der Grundwerkstoffe) und
2. MSG-Impulslichtbogenschweißen (MSGp-Schweißen) einer Auftragraupe auf den Grundwerkstoff.

Für die Realisierung der WIG- und MSGp-Schweißversuche kam die im Abschnitt 4.2 beschriebene Geräte- und Messtechnik zur Anwendung.

Aus den zu prüfenden Grundwerkstoffblechen in einer Dicke von  $s=5$  mm erfolgte die Anfertigung von rechteckigen Proben mit den Abmessungen  $L_G=250$  mm (Gesamtlänge der PVR-Probe) und  $b_{PVR}=40$  mm (Probenbreite). Eine Seite der Probenoberfläche wurde als Prüffläche durch Beschleifen unter Verwendung von Schleifpapier der Körnung  $100\ \mu\text{m}$  für die PVR-Versuche vorbereitet. Weiterhin sind die rechteckigen Prüfproben an beiden Enden in zwei Einspannungen aus dem Werkstoff S355 J2G3 unter Nutzung des Schweißzusatzes SG-NiCr20Nb (Werkstoff-Nr. 2.4806) eingeschweißt worden. Bild 16 zeigt die Form und Abmessungen der PVR-Proben sowie der Einspannungen, in welche die Proben eingeschweißt wurden. Durch die Einspannungen erfolgte die Befestigung der PVR-Proben in der Aufnahmevorrichtung der PVR-Anlage (Bild 17). Für die Durchführung dieser Heißrissversuche wurde der am Institut für Füge- und Strahltechnik der Universität Magdeburg vorhandene PVR-Prüfstand genutzt, dessen Aufbau und Wirkungsweise in [138] detailliert beschrieben ist.

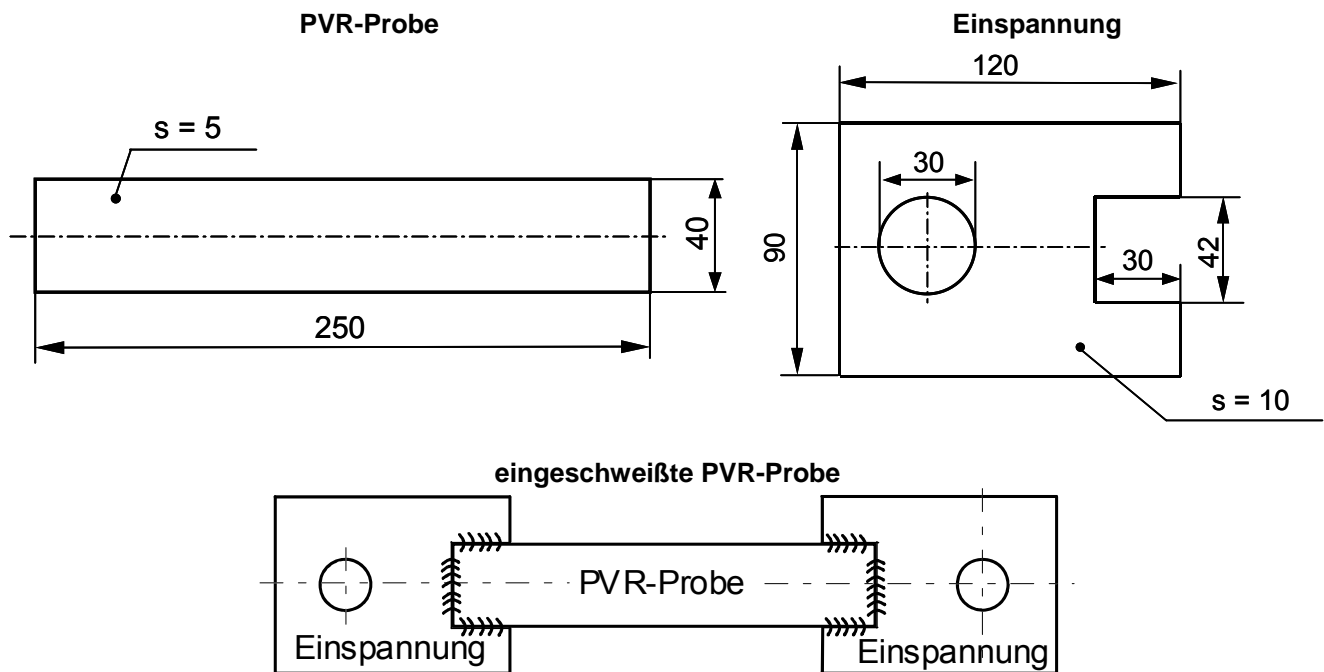


Bild 16: Darstellung der Form und Abmessungen [mm] der PVR-Probe sowie der Einspannungen

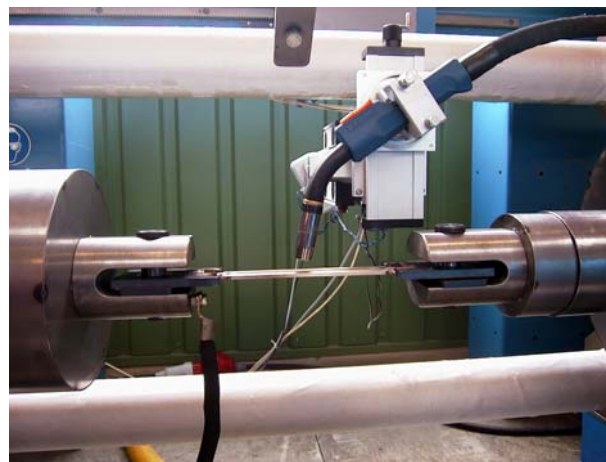


Bild 17: PVR-Versuchsanlage mit eingespannter PVR-Probe

Zur Bewertung der mit dem WIG-Schweißen gefertigten Blinddraupen im Hinblick auf ihre Heißrissbeständigkeit ist die Prüffläche der jeweiligen PVR-Probe nach dem PVR-Test zunächst mit der Farbeindringprüfung hinsichtlich Risse auf der Prüffläche geprüft worden. Danach wurden die Proben mit Aceton gereinigt. Nun erfolgte unter Nutzung eines Stereomikroskops die Ermittlung des ersten Heißrisses auf der Prüfnahat bei 10 facher Vergrößerung zunächst durch Bestimmung der Größe  $L_r$  (Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Heißrisses) und daraus die Berechnung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit nach Gleichung 1. Diese kritische Verformungsgeschwindigkeit wird im Folgenden als  $v_{kr \text{ Makro}}$  bezeichnet. Daran anschließend sind als weitere Verformungsgeschwindigkeiten bei 40 facher Vergrößerung ermittelt worden:

1. kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr \text{ Mikro}}$ , bei Auftreten des ersten Mikrorisses
2. kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr3WAR}$ , bei Auftreten der ersten 3 Wiederaufschmelzrisse auf 1 cm Prüfnah
3. kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr1.ER}$ , bei Auftreten des ersten Erstarrungsrisse.

Bei der Bewertung der Heißrissneigung der mit dem MSG-Impulslichtbogenschweißen ausgeführten Auftragraupen wurde auf die visuelle Prüfung der Auftragraupe mittels Farbeindringprüfung bewusst verzichtet, da es infolge der zum Teil sehr stark aufgeklafften Risse nach dem Aufbringen des Entwicklers zum übermäßig starken Austritt des Eindringmittels kam. Deshalb ist die visuelle Prüfung der Auftragraupe (die hier gleichzeitig Prüfraupe ist) mit Hilfe eines Stereomikroskops bei 10 facher Vergrößerung erfolgt. Auf Basis der Gleichung 1 erfolgte dann ebenfalls die Berechnung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr \text{ Makro}}$ .

Anschließend wurden die Auftragraupen (Prüfraupen) abgefräst, blecheben beschliffen (Endkörnung: 240  $\mu\text{m}$ ), elektrolytisch gereinigt mit dem CrNi-Reinigungsgerät Magic-Cleaner (Firma Fronius) und mit einer Lösung aus 1 Teil  $\text{H}_3\text{PO}_4$  und 1 Teil  $\text{H}_2\text{SO}_4$  angeätzt. An den so bearbeiteten PVR-Proben sind dann analog zu den WIG-Blindraupen die kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{kr \text{ Mikro}}$ ,  $v_{kr3WAR}$ , und  $v_{kr1.ER}$ , ausgehend von der Ermittlung des jeweiligen Heißrisses bei 40 facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop, bestimmt worden.

Neben der Ermittlung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten erfolgte auch an allen Prüfraupen die Ermittlung der Art des ersten Risses auf der Prüfraupe der PVR-Probe.

## 5 Versuchsdurchführung und -auswertung

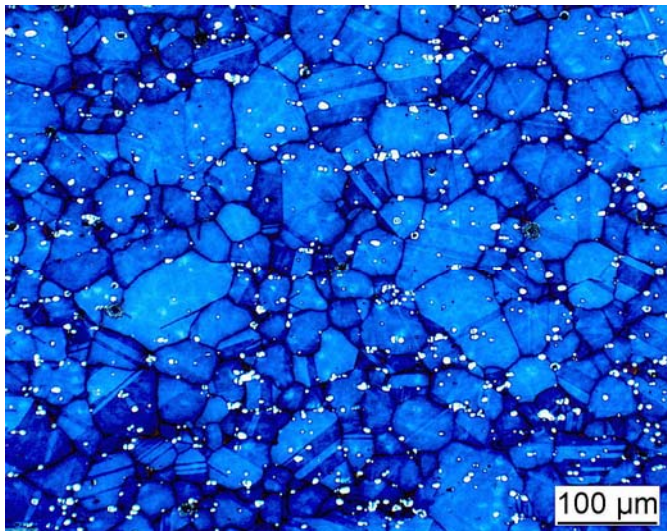
### 5.1 Charakterisierung der verwendeten Versuchswerkstoffe

#### 5.1.1 Hochwarmfeste vollaustenitische Grundwerkstoffe auf Nickel-Basis

Als Grundwerkstoffe für die Untersuchungen wurden verschiedene hochwarmfeste vollaustenitische Ni-Basislegierungen sowie die für die jeweilige Legierung geeigneten Schweißzusätze ausgewählt, die im folgenden charakterisiert werden.

Die hochwarmfeste Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) ist gekennzeichnet durch einen Cr-Gehalt von ca. 25 %, einem Fe-Gehalt von ca. 9 % und einen hohen C-Gehalt von 0,15-0,20 % (Tabelle 2). Charakteristische Werkstoffeigenschaften sind die sehr guten Warm- und Zeitstandfestigkeiten im Hochtemperaturbereich (1000 bis 1200 °C) bei zugleich hervorragender zyklischer Oxidations- und Aufkohlungsbeständigkeit. Durch die im Abschnitt 2.1.3 genannten positiven Eigenschaften hat diese Ni-Basislegierung ein weites Anwendungsfeld sowohl im Ofen- und Wärmebehandlungsanlagenbau als auch in der chemischen und petrochemischen Industrie gefunden. [11]

Wie bereits im Abschnitt 2.1.3 beschrieben, wurde an dieser Ni-Basislegierung erstmalig die Primärkarbidhärtung zur Erhöhung der Warm- und Zeitstandfestigkeit genutzt. Das Mikrogefüge von NiCr25FeAlY ist daher durch homogen in der Grundwerkstoffmatrix vorliegende Primärkarbide des Typs  $M_{23}C_6$  und  $M_7C_3$  charakterisiert (Bild 18). Es ist ersichtlich, dass die Karbide nicht nur direkt auf den Austenitkorngrenzen im Grundwerkstoff auftreten, sondern auch innerhalb der Körner und deshalb im lösungsgeglühten Ausgangszustand nicht zur Bildung zusammenhängender Korngrenzenfilme neigen.



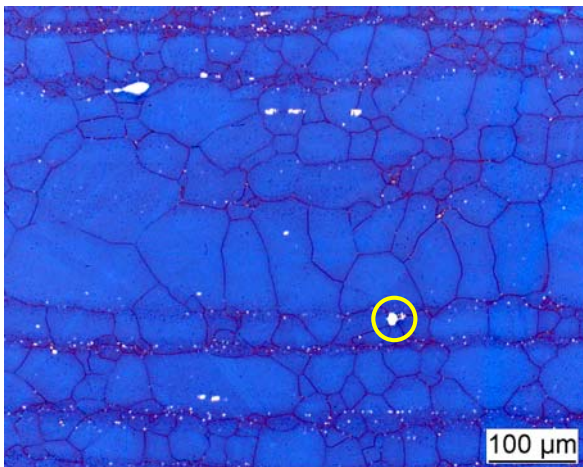
NiCr25FeAlY (alloy 602 CA)  
Ätzung: Bloech – Wedel II  
weiße Teilchen: primäre Cr-Karbide  
( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ )

Bild 18: Mikrogefüge der vollaustenitischen heißrissempfindlichen Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA)

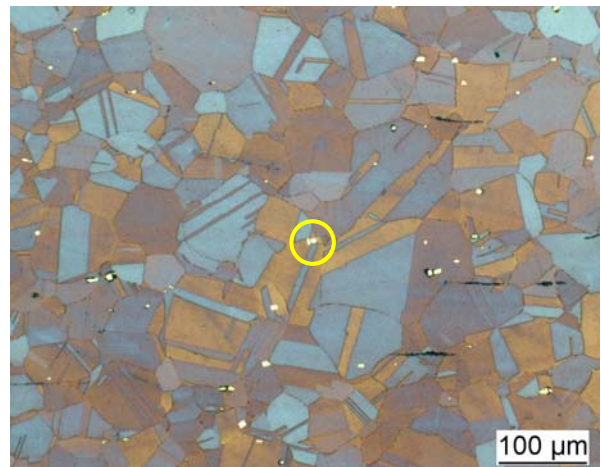
Als weitere Untersuchungsmaterialien wurden die vollaustenitischen hochwarmfesten sowie heißrissensiblen Ni-Basislegierungen:

- NiCr23Fe (2.4851; alloy 601 H),
- NiCr29Fe (2.4642; alloy 690) und
- NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617)

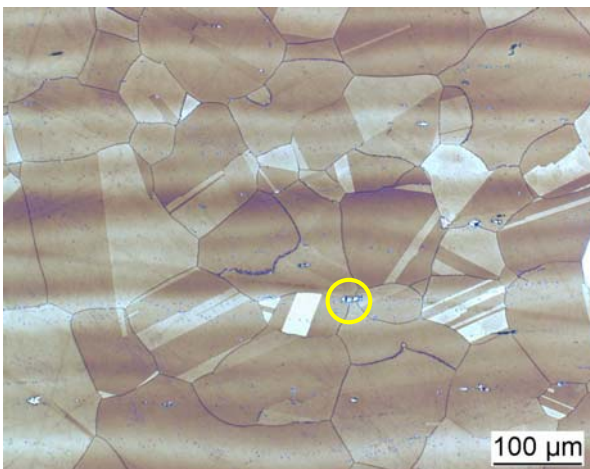
ausgewählt. Bei diesen Werkstoffen werden zur Festigkeitssteigerung vor allem die Mechanismen der Mischkristall-, Ausscheidungs- und Karbidhärtung, basierend auf den Elementen Molybdän, Wolfram, Titan und Niob, genutzt. Die Gefüge dieser Materialien unterscheiden sich daher deutlich von dem der Legierung alloy 602 CA. Zwar weisen auch die Mikrogefüge der Ni-Basislegierungen NiCr29Fe und NiCr21Co12Mo feinverteilte Karbide auf, jedoch sind diese in der Anzahl wesentlich weniger und liegen nicht gleichmäßig verteilt in der Grundwerkstoffmatrix vor. Im Vergleich dazu liegen in der Legierung NiCr23Fe zwar wesentlich mehr, jedoch ebenfalls ungleichmäßig im Grundwerkstoff verteilte Karbide vor (Bild 19). Aufgrund der unterschiedlichen Grundwerkstoffmatrix der genannten Ni-Basislegierungen mussten für die Darstellung bzw. Sichtbarmachung der jeweiligen Mikrogefüge zwei verschiedene Ätzmittel verwendet werden.



NiCr23Fe (alloy 601 H);  
Ätzung: Behara



NiCr29Fe (alloy 690);  
Ätzung: Bloech – Wedel II



NiCr21CoMo12 (alloy 617);  
Ätzung: Bloech – Wedel II

Bild 19: Mikrogefüge der weiteren heißrissensiblen Versuchswerkstoffe im lösungsgeglühten Ausgangszustand  
Beispiel für Karbide in der Matrix:  
weiß umrandete Teilchen

Die hochwarmfesten Ni-Basislegierungen NiCr23Fe und NiCr21CoMo12 sind bereits im Abschnitt 2.1.3 vorgestellt worden. Bei dem Werkstoff NiCr29Fe (alloy 690) handelt es sich um eine hitzebeständige heißrissensible Ni-Basislegierung, für deren qualitätssichere Verarbeitung seitens der Anwendungstechnik eine große Nachfrage besteht. Sie unterscheidet sich gegenüber den anderen Legierungen durch einen extrem geringen C-Gehalt sowie höhere Ni- und Cr-Gehalte. Die Erforschung des Einflusses von Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit war bislang noch nicht Gegenstand von Untersuchungen.

In den Tabellen 2 und 3 sind die chemische Zusammensetzung und wesentliche mechanisch-technologische Eigenschaften der vorgestellten Legierungen laut Richtwerten des Herstellers und ihrer Abnahmeprüfzeugnisse dokumentiert.

### 5.1.2 Ausgewählte Schweißzusätze

Für die genannten Versuchsmaterialien auf Nickel-Basis sind die in Tabelle 4 aufgeführten Schweißzusätze ausgewählt worden. Mit Ausnahme der Legierung NiCr23Fe handelt es sich bei diesen Schweißzusätzen um artgleiche heißrissensible Massivdrahtelektroden. Wie der Tabelle 5 zu entnehmen ist, unterscheiden sich die Schweißzusätze aus chemischer Sicht hauptsächlich in ihren Cr-, Al-, C-, Ti-, Zr- und Y-Gehalten.

Der Einfluss von Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit des Schweißgutes dieser Legierungen ist bislang noch nicht systematisch untersucht worden.

Tabelle 4: Untersuchte Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff
NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA)	SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)
NiCr23Fe (2.4851; alloy 601 H)	SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)
NiCr29Fe (2.4642; alloy 690)	SG-NiCr29Fe (2.4642; FM 690)
NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617)	SG-NiCr22Co12Mo (2.4627; FM 617)

Über die vom Zusatzwerkstoffhersteller angegebenen Mindestwerte der mechanisch-technologischen Eigenschaften der reinen Schweißgüter der o. g. Massivdrahtelektroden auf Ni-Basis informiert die Tabelle 6.

Tabelle 5: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der Massivdrähte auf Ni-Basis laut Werkstoffherstellerangaben [140]

DIN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.; alloy-Bez.)	Mechanisch-technologische Güterwerte			
	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$A_5$ [%]	$K_C$ (ISO-V) [J/cm <sup>2</sup> ]
SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)	≥ 600	≥ 300	≥ 25	≥ 80
SG-NiCr29Fe (2.4642; FM 690)	≥ 550	≥ 320	≥ 25	≥ 80
SG-NiCr22Co12Mo (2.4627; FM 617)	≥ 700	≥ 400	≥ 25	≥ 90

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers [139], Anlieferungszustand

DIN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.; alloy-Bez.) Charge, Blechdicke	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]									
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Cu	Al	Ti	Sonstige Elemente
NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA)	Rest	24,0 - 26,0	8,0 - 11,0	0,15 - 0,20	$\leq 0,1$	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	1,80 - 2,40	0,10 - 0,20	Y: 0,05-0,12 Zr: 0,01-0,10
Charge 58440, s = 5 mm	62,5	25,3	9,2	0,190	0,09	0,10	0,01	2,30	0,10	Y: 0,06 ; Zr: 0,08
Charge 59589, s = 16 mm	62,4	25,2	9,5	0,170	0,08	0,10	0,01	2,20	0,20	Y: 0,08 ; Zr: 0,07
NiCr23Fe (2.4851; alloy 601 H)	58,0 - 63,0	22,0 - 24,0	Rest	0,03 - 0,08	$\leq 1,0$	$\leq 0,5$	$\leq 0,3$	1,10 - 1,60	0,10 - 0,40	-
Ch. 57215, s = 5 mm	60,05	23,35	13,17	0,043	0,54	0,27	0,02	1,33	-	-
NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617)	Rest	20,0 - 23,0	$\leq 2,0$	0,05 - 0,10	$\leq 1,0$	$\leq 0,5$	$\leq 0,5$	0,60 - 1,50	0,20 - 0,60	Mo: 8,0-10,0 Co: 10,0-13,0
Ch. 21049; s = 5 mm	54,05	22,4	1,18	0,068	0,11	0,14	-	1,14	0,40	Mo: 8,62; Co: 11,65
Ch. 42966; s = 16 mm	53,85	22,3	1,52	0,082	0,09	0,17	-	1,16	0,38	Mo: 8,69; Co: 11,45
NiCr29Fe (2.4642; alloy 690)	$\leq 60,0$	27,0 - 30,0	8,0 - 10,0	-	-	-	-	-	-	-
Ch. 45040; s = 5 mm	62,50	27,85	8,7	0,02	0,20	0,15	0,01	-	-	-
Ch. 45040; s = 16 mm	62,50	27,85	8,7	0,02	0,20	0,15	0,01	-	-	-



Tabelle 3: Mechanisch-technologische Eigenschaften der für die Versuche verwendeten hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers [139]

DIN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.; alloy-Bez.) Charge, Blechdicke	Probenzustand	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p0,2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p1,0</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	A <sub>50</sub> [%]	A <sub>5</sub> [%]
NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA)	lösungsgeglüht	≥ 660	≥ 320	≥ 350	-	≥ 30
Charge 58440, s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	726	347	-	42	-
Charge 59589, s = 16 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	721	319	-	46	-
NiCr23Fe (2.4851; alloy 601 H)	lösungsgeglüht	≥ 600	≥ 240	≥ 270	-	≥ 30
Ch. 57215, s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	621	253	-	59	57
NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617)	lösungsgeglüht	≥ 750	≥ 350	≥ 380	-	≥ 35
Ch. 21049; s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	802	481	525	56	53
Ch. 42966; s = 16 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	825	402	447	56	-
NiCr29Fe (2.4642; alloy 690)	lösungsgeglüht	≥ 586	≥ 240	≥ 270	-	≥ 30
Ch. 45040; s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	644	312	359	48	-
Ch. 45040; s = 16 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	621	249	-	48	-



Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten Ni-Basissschweißzusätze laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers [140]

DIN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.; alloy-Bez.) Charge, Durchmesser	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]												
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Cu	P	S	Al	Ti	Nb	Sonstige
SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)	Rest	24,0 - 26,0	8,0 - 11,0	0,15 - 0,25	≤ 0,1	≤ 0,5	≤ 0,1	-	-	1,8 - 2,4	0,1 - 0,2	-	Y: 0,05-0,12 Zr: 0,01-0,10
Charge 57548; Ø 1,2 mm	62,13	25,45	9,35	0,200	0,10	0,04	0,01	0,008	-	2,30	0,14	-	Y: k.A. Zr: 0,08
SG-NiCr29Fe (2.4642; FM 690)	≥ 60,0	27,0 - 30,0	8,0 - 10,0	≤ 0,02	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,5	-	-	-	≤ 0,3	-	-
Charge 93835; Ø 1,2 mm	59,60	29,39	9,37	0,016	0,29	0,23	-	0,003	0,003	-	-	0,002	-
SG-NiCr22Co12Mo (2.4627; FM 617)	≥ 50,0	20,0 - 24,0	≤ 1,0	0,05 - 0,10	≤ 0,1	≤ 0,5	≤ 0,5	-	-	0,8 - 1,5	≤ 0,6	-	Mo: 8,0-10,0 Co: 10,0-14,0
Charge 94751; Ø 1,2 mm	54,50	21,89	1,0	0,050	0,14	0,09	0,16	0,002	0,001	1,12	0,364	0,033	Mo: 8,74 Co: 11,37

## 5.2 Festlegung der Stickstoffgehalte in den Schutzgasen

Als Schutzgase für die WIG- und MSG-Schweißversuche kamen eine Vielzahl unterschiedlicher Gasmischungen zur Anwendung:

- Argon 4.6 (Referenzgas),
- Argon-Wasserstoff-Schutzgasgemische,
- Argon-Wasserstoff-Stickstoff-Schutzgasgemische,
- Argon-Stickstoff-Schutzgasgemische,
- Argon-Stickstoff-Helium-Schutzgasgemische und
- Argon-Stickstoff-Helium-Kohlendioxid-Schutzgasgemische.

Wie bereits im Abschnitt 2.3.2.1 ausgeführt, unterscheiden sich diese Schutzgase in ihren physikalischen und chemischen Eigenschaften zum Teil erheblich voneinander. Bei der schweißtechnischen Verarbeitung von hoch Ni-haltigen Werkstoffen ermöglichen die Kenntnis und Nutzung dieser Unterschiede jedoch eine gezielte Einflussnahme auf die Qualität und Sicherheit von Bauteilkomponenten.

Auf der Basis bestehender Erfahrungen zum Schweißen von Nickelbasislegierungen (Abschnitt 2.1.4 und 2.3.2.1) sind deshalb für die geplanten Untersuchungen die in den Tabelle 7 und Tabelle 8 aufgeführten stickstoffhaltigen Schutzgasmischungen festgelegt worden.

Tabelle 7: Schutzgase für das WIG-Schweißen der Versuchsmaterialien

<b>Schutzgas [Gew.-%]</b>				
Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
100	-	-	-	-
98	-	-	-	2
99,5	0,5	-	-	-
99	1	-	-	-
97	3	-	-	-
96,3	3	-	-	0,7
77	3	20	-	-
95	5	-	-	-
88	12	-	-	-
68	12	20	-	-
80	20	-	-	-

Tabelle 8: Schutzgase für das MSGp-Schweißen der Versuchsmaterialien

<b>Schutzgas [Gew.-%]</b>				
Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
100	-	-	-	-
96,3	3	-	-	0,7
95	5	-	-	-
90	5	5	-	-
Rest	5	5	0,05	-
Rest	5	5	0,5	-
88	12	-	-	-
83	12	5	-	-
68	12	20	-	-
Rest	12	5	0,05	-
80	20	-	-	-
75	20	5	-	-
Rest	20	5	0,05	-

### **5.3 Bestimmung der Heißrissbeständigkeit in Abhängigkeit vom N<sub>2</sub>-Gehalt im Schutzgas beim WIG-Schweißen von selbstbeanspruchten Proben**

#### **5.3.1 Durchführung der Schweißversuche**

Die Bestimmung der Heißrissbeständigkeit erfolgte zunächst durch selbstbeanspruchte Proben. Diese Verfahrensvariante ermöglicht aufgrund der einfachen Probenherstellung sowie des geringen gerätetechnischen Aufwandes (spezielle Heißrissapparatur ist nicht erforderlich) in der Praxis eine relativ schnelle Aussage über die Erstarrungsrisseanfälligkeit von Schweißgütern.

Zur Prüfung und Bewertung der Heißrissneigung des Schweißgutes aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 24649, FM 602 CA) wurden an 5 bzw. 10 mm dicken Blechen der hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) nach DVS-Merkblatt 1004-T3 [141] Doppelkehlnahtschweißungen mit dem vollmechanisierten WIG-Schweißen ausgeführt. Das Ziel dieser Untersuchungen bestand in der Überprüfung des Einflusses von N<sub>2</sub>-Beimengungen im Schutzgas auf die Heißrissneigung der Schweißnähte mit dem Zweck der Ermittlung erforderlicher Stickstoffgehalte in Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgasgemischen.

Die im Rahmen der ersten Versuchsreihe gefertigten Kehlnahtschweißungen wurden unter Variation der N<sub>2</sub>-Zumischungen im Schutzgas bei Nutzung einer Standardcharge der Massivdrahtelektrode SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) realisiert.

Vor jedem Schweißen wurden die Gurt- und Stegbleche beschliffen, mit Aceton gereinigt und an den Blechenden geheftet. In Tabelle 9 ist das Versuchsprogramm aufgeführt.

Tabelle 9: Versuchsprogramm zur Herstellung der Doppelkehlnähte

Schutzgas	Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY
Argon 4.6	X
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	X
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	X
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	X
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	X
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	X

Alle Doppelkehlnahtproben wurden gemäß den Festlegungen im DVS-Merkblatt 1004-T3 in der Schweißposition PA geschweißt. Die erste Schweißnaht ist als Zugraupe mit einer gleichmäßigen Dicke von etwa 5 mm hergestellt worden. Sofern die Zugraupe keine Risse aufwies, erfolgte das Schweißen der eigentlichen Prüfnäht in entgegengesetzter Richtung. Die Schweißparameter für die Fertigung der Doppelkehlnahtproben sind dem Schweißprotokoll in der Tabelle A 2 (Anhang) zu entnehmen.

### 5.3.2 Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfung

Zunächst sind die Doppelkehlnahtproben durch eine Sichtprüfung der Zug- und der Prüfraupen sowie daran anschließend durch eine Farbeindringprüfung geprüft worden (Bild 20). Die auftretenden Risse wurden im Hinblick auf Lage, Anzahl und Länge erfasst. Über die Ergebnisse der Rissauswertung an den Prüfraupen der Doppelkehlnahtproben informiert die Tabelle 10.

Tabelle 10: Rissauswertung an den Prüfraupen der Doppelkehlnahtproben

Probe	Schutzgas	Rissauswertung			
		Anzahl	Lage	Länge	Art
K 0	100% Ar	1	Schweißnahtmitte	104 mm	Längsriss
		1	Endkrater	5 mm	Endkrateriss
K 2	98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	1	Schweißnahtmitte	130 mm	Längsriss
K 1	99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	keine	-	-	-
K 3	97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	keine	-	-	-
K 4	96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	keine	-	-	-
K 5	95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	keine	-	-	-

Im Ergebnis aller Prüfungen ist festzustellen, dass Heißrisse nur an den unter reinem Argon und unter 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub> gefertigten Proben nachweisbar sind. Die Verwendung von Wasserstoff führte sogar zur Bildung eines längeren Risses. Alle anderen Proben wiesen sowohl bei der Sicht- als auch der Farbeindringprüfungen keine Risse auf.

### Sichtprüfung

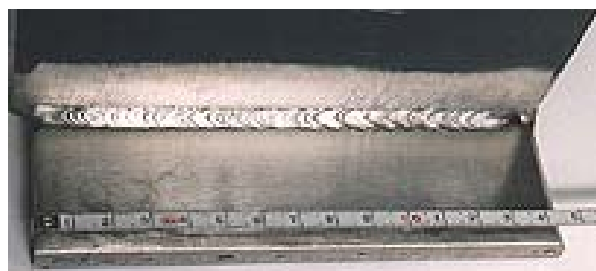


Referenzgas: 100 % Ar

### Farbeindringprüfung



Schutzgas: 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub>



Schutzgas: 99 % Ar / 1 % N<sub>2</sub>



Schutzgas: 96,3 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> / 0,7 % H<sub>2</sub>



Bild 20: Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfung von ausgewählten Doppelkehl-nahtproben

#### **5.4 Untersuchungen zum Einfluss des Elementes Stickstoff auf das Heißrissverhalten der Grund- und Zusatzwerkstoffe unter Anwendung des PVR-Versuches**

Der im Abschnitt 5.3 beschriebene Heißrisstest mit selbstbeanspruchten Proben hat prinzipiell gezeigt, dass sich die Verwendung stickstoffhaltiger Schutzgase fördernd auf die Heißrissbeständigkeit des Zusatzwerkstoffes SG-NiCr25FeAlY in Kombination mit dem Grundwerkstoff NiCr25FeAlY auswirkt. Jedoch sind durch diesen Test u. a. die Beurteilung der Heißrissensibilität des Grundwerkstoffes sowie die Klassifizierung der Heißrisse nicht möglich. Deshalb wurde zur Prüfung des Einflusses des Legierungselementes Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit hochwarmfester Ni- Basiswerkstoffe sowie ihrer Mischschweißgüter zusätzlich der Heißrisstest mittels fremdbeanspruchter Proben durchgeführt. Als Prüfverfahren für diesen Test gelangte der **Programmierte-Verformungs-Riss-Versuch** (PVR-Versuch) zum Einsatz.

Zunächst ist die Heißrissbeständigkeit von NiCr25FeAlY in Abhängigkeit verschiedener N<sub>2</sub>-haltiger Schutzgasmischungen im Vergleich zum Referenzgas Argon mit dem PVR-Versuch durch:

1. WIG-Schweißen einer Blindraupe (Umschmelzung des Grundwerkstoffes) und
2. MSGp-Schweißen einer Auftragraupe mit dem entsprechenden Schweißzusatz

systematisch bestimmt worden. Die nachfolgenden PVR-Versuche konzentrierten sich dann auf die Bestimmung der Heißrissbeständigkeit weiterer Grundwerkstoffe und der aus den verwendeten Schweißzusätzen resultierenden Schweißgüter.

Während der PVR-Versuche ist angestrebt worden, den Wert der Streckenenergie nicht zu variieren, um gegebene Einflüsse aus Änderungen dieser Kenngröße auf die Heißrissneigung auszuschließen. Aus dem Schrifttum ist bekannt, dass die Streckenenergie einen großen Einfluss auf die Heißrissbeständigkeit von Ni-Basislegierungen ausübt. Diesbezügliche konkrete Untersuchungsergebnisse für das WIG-Schweißen des Grundwerkstoffes NiCr25FeAlY zeigt das Bild A 1 (Anhang) nach [142]. Hieraus ist zu erkennen, dass eine Erhöhung der Streckenenergie von 6 auf 7 kJ/cm schon eine Veränderung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit um ca. 5 mm/min bewirkt.

Da sich beim WIG-Schweißen in Abhängigkeit vom genutzten Schutzgas bei konstantem Abstand zwischen W-Elektrode und Werkstück die Schweißspannung geringfügig ändern würde, ist bei allen nachfolgend durchgeführten WIG-Heißrisstests die Schweißspannung über eine Abstandsregelung an der PVR-Anlage konstant gehalten worden. Trotzdem muss jedoch davon ausgegangen werden, dass sich ausgehend vom effektiven Wärmeeinbringen die Nahtgeometrie und die Kristallisationsbedingungen des Schmelzbades in Abhängigkeit der verschiedenen Schutzgase verändern, was bei der Bewertung der nachfolgenden Resultate Berücksichtigung finden muss.

Die Realisierung einer konstanten Streckenenergie beim MSG-Impulslichtbogenschweißen mit verschiedenen Schutzgasgemischen ist nicht möglich, da zur Gewährleistung eines stabilen kurzschlussfreien und spritzerarmen Prozesses praxisüblich eine Anpassung der einzelnen Schweißparameter an das jeweilige Schutzgas erforderlich ist. Daraus resultieren

Abweichungen, die nicht auf den metallurgischen Einfluss aus dem Schutzgas zurückzuführen sind. Ferner erfolgte im Rahmen der PVR-Versuche unter Einsatz des MSG-Impulslichtbogenschweißens zur Berechnung der Streckenenergie nicht nur die Messung der arithmetischen, sondern auch der quadratischen Mittelwerte von Schweißstrom und –spannung, da der Effektivwert der tatsächlich eingebrachten Energie besser entspricht.

## 5.4.1 WIG-Schweißen von Blindraupen

### 5.4.1.1 Durchführung des PVR-Versuches

Mit dem PVR-Test unter Anwendung des WIG-Schweißens von Blindraupen wurde die Heißrissempfindlichkeit der nachfolgenden Grundwerkstoffe durch deren Umschmelzung bewertet:

- NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633; alloy 602 CA),
- NiCr23Fe (Werkstoff-Nr. 2.4851; alloy 601 H),
- NiCr29Fe (Werkstoff-Nr. 2.4642; alloy 690),
- NiCr21Co12Mo (Werkstoff-Nr. 2.4663; alloy 617).

Bei diesen PVR-Versuchen gelangten die in Tabelle 7 aufgeführten und bereits für die Herstellung der reinen WIG-Schweißgutproben verwendeten Mischgase zum Einsatz.

Die Vorbereitung und Auswertung der Prüfproben erfolgte wie im Abschnitt 4.3 beschrieben. Für das WIG-Schweißen der Blindraupen sind die in Tabelle 11 gewählten Schweißparameter angewendet worden. Sie blieben für alle geprüften Grundwerkstoffe gleich. Von jeder Grundwerkstoff-Schutzgas-Kombination wurde je 1 Probe geprüft. Im Bedarfsfall, falls die Werte sehr starke Abweichungen gegenüber den vorab ermittelten Werten zeigten, sind auch mehrere Proben geprüft worden. Die maximale Verformungsgeschwindigkeit betrug bei allen PVR-Versuchen 45 mm/min.

Tabelle 11: Schweißparameter zum WIG-Schweißen der Blindraupen beim PVR-Versuch

$I_s$	$U_s$	$v_s$	$E$	$v_{max}$	$t$	$L_0$
180 A	12,0 V	22 cm/min	5,9 kJ/cm	45 mm/min	52,6 s	175 mm

### 5.4.1.2 Ergebnisse des PVR-Versuches

Nach Beendigung des PVR-Versuches wurde zunächst die Länge  $L_r$  (Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Erstarrungsrisses) mit einem Stahlmaß gemessen und nach Gleichung [1] die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{krMakro}$  berechnet sowie die Art des ersten Anrisses ermittelt. Die Ergebnisse für alle Grundwerkstoffe sind in Tabelle 12 erfasst und im Bild A 2 graphisch veranschaulicht.

Eindeutig positiv wirken zunehmende  $N_2$ -Gehalte im Schutzgas auf die Erhöhung der Heißrissbeständigkeit bei der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (alloy 602 CA). Schon geringe Stickstoffzugaben von 0,5 % führen zu einer Erhöhung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit um etwa 3 mm/min. Mit 5 %  $N_2$ -Zumischung zum Argon wird eine ca. 1,5 fach höhere Heißrissbeständigkeit als beim alleinigen Einsatz von Argon erzielt.

Ferner ist zu verzeichnen, dass durch einen 20 % igen He-Anteil im Ar / N<sub>2</sub>-haltigen Schutzgas eine weitere zusätzliche Steigerung der Heißrissicherheit ermöglicht wird. Die Gründe dafür ließen sich trotz weiterführender Untersuchungen zur Nahtgeometrie im Rahmen dieser Arbeit nicht klären.

Eine ähnliche Tendenz im Hinblick auf die Heißrissbeständigkeit in Abhängigkeit der Schutzgasgemische ist auch für die Vorgängerlegierung von alloy 602 CA, der Ni-Basislegierung NiCr23Fe (alloy 601 H), festzustellen. Ab 1 % N<sub>2</sub> im Schutzgas Argon tritt eine Erhöhung der Heißrissbeständigkeit ein. Jedoch wird bei diesem Werkstoff die Sicherheit gegenüber dem Auftreten von Heißrissen durch größer werdende Stickstoffanteile im Schutzgas nicht kontinuierlich verbessert. Auch He-Zugaben bewirken im Gegensatz zum Werkstoff NiCr25FeAlY keine prägnante Verbesserung des Heißrissverhaltens.

Für die weiteren Ni-Basislegierungen ist ein positiver Einfluss durch Zugabe des Elementes Stickstoff im Schutzgas auf die Heißrissbeständigkeit nicht signifikant erkennbar. Bei alloy 690 (NiCr29Fe) zeigen sich sehr geringe Erhöhungen in der kritischen Verformungsgeschwindigkeit bei Nutzung der Schutzgasmischung 97 % Ar / 3 % N<sub>2</sub>. Bei der Legierung NiCr21CoMo (alloy 617) tritt dies beim Einsatz von 99 % Ar / 1 % N<sub>2</sub> auf.

Des Weiteren ist erkennbar, dass Wasserstoffzugaben von 2 % zum Argon bei allen Legierungen eine erhöhte Heißrissneigung nach sich ziehen. Besonders negative Folgen übt dieses Gemisch aber auf die Heißrissbeständigkeit von NiCr25FeAlY (alloy 602 CA) aus. Begründet ist dies beim alloy 602 CA vermutlich mit einer H<sub>2</sub>-bedingten Versprödung der im Gefüge vorliegenden primären Cr-Karbide.

Tabelle 12: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMakro}$  der Grundwerkstoffe an den WIG-Blindraupen und Art des ersten Anrisses

Schutzgas	Grundwerkstoff / Art des ersten Anrisses							
	602 CA		601 H		690		617	
	$v_{krMakro}$		$v_{krMakro}$		$v_{krMakro}$		$v_{krMakro}$	
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	9,5	ER	16,4	ER	31,9	ER	21,1	WAR
100% Ar	17,1	ER	18,0	ER	32,6	ER	21,3	WAR
99,5% Ar / 0,5% N <sub>2</sub>	20,8	ER	16,7	ER	31,9	ER	22,9	WAR
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	26,8	ER	22,7	ER	25,0	ER	23,8	WAR
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	27,3	ER	23,1	ER	36,3	ER	22,2	WAR
77% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 20% He	34,7	ER	20,1	ER	35,6	ER	18,7	ER
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	28,4	ER	19,9	ER	35,2	ER	21,5	WAR
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	29,1	ER	23,6	ER	33,3	ER	22,4	ER

ER – Erstarrungsris

WAR – Wiederaufschmelzris

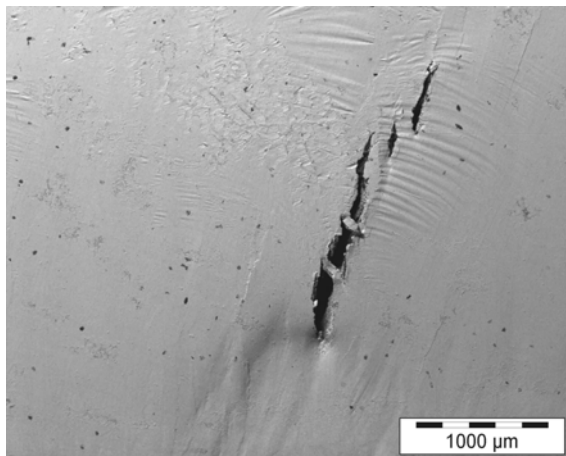
Aus dem Bild A 2 ist zudem ersichtlich, dass unter Zugrundelegen der mit dem Referenzgas Argon ermittelten PVR-Ergebnisse die Ni-Basislegierungen alloy 602 CA und alloy 601 H von allen untersuchten Legierungen am heißrissempfindlichsten sind. Durch die Zumischung von schon 1 % Stickstoff zum Argon werden bei alloy 602 CA kritische Verformungsgeschwindigkeiten erzielt, die oberhalb der Werte der Legierungen alloy 601 H



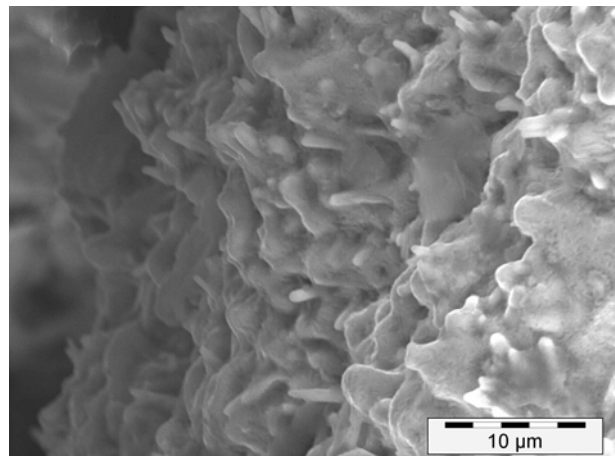
und alloy 617 liegen. Über die höchste Heißrissbeständigkeit von den untersuchten Legierungen verfügt alloy 690.

Auch die Art des ersten Anrisses wurde erfasst und vergleichend bewertet. Mit Ausnahme des Werkstoffes NiCr21Co12Mo handelte es sich bei dem ersten registrierten Riss immer um einen Erstarrungsriss in der umgeschmolzenen Blindraupe. Risse infolge eines Verformbarkeitsabfalls (DDC's) wurden nicht festgestellt. Auffällig war, dass bei dem Werkstoff NiCr21Co12Mo generell weniger Erstarrungsrisse und überwiegend Wiederaufschmelzrisse auftraten.

Zur Klassifizierung der in alloy 602 CA aufgetretenen Risse wurden rissbehaftete Probenabschnitte der mit den Schutzgasen 100 % Ar und 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> hergestellten WIG-Blindraupen für Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop entnommen. Die Präparation erfolgte durch Schleifen, Polieren und eine abschließende leichte Ätzung in einem Lösungsgemisch aus H<sub>2</sub>O, HNO<sub>3</sub> und HF. REM-Aufnahmen des ersten Anrisses auf der Oberfläche der Blindraupen sowie die Oberflächentopographie des entsprechenden Risses zeigen die Bilder 21 und 22. Auf den Rissflächen beider Proben ist die ungeordnete Struktur der Dendriten mit tropfenförmigen Erhebungen zu erkennen.



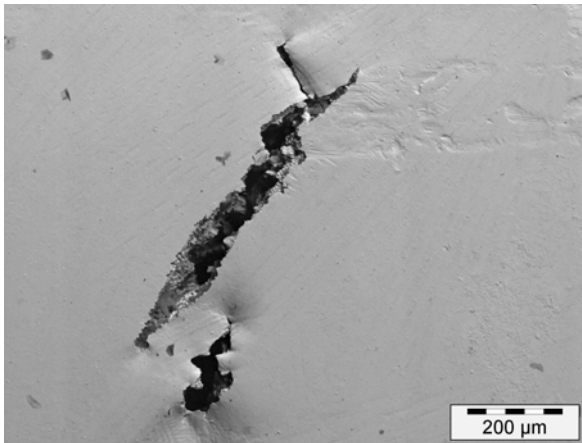
REM-Aufnahme eines auftretenden Heißrisses an der Probenoberfläche



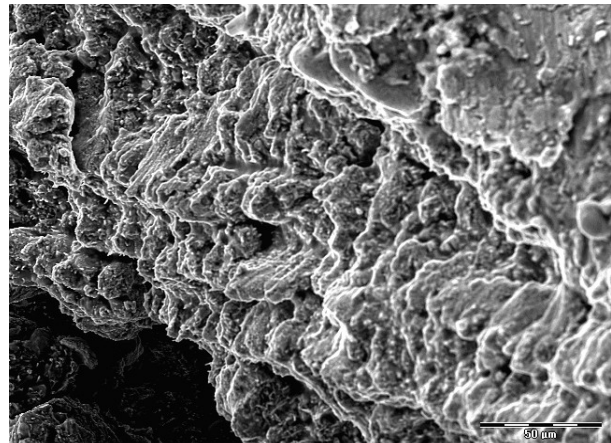
REM-Detailaufnahme der Rissflanke

Bild 21: PVR-WIG-Blindraupen des NiCr25FeAlY (Schutzgas: 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>)

Die im Bild 22 dargestellte Probe wies bei höherer Vergrößerung auf der Rissoberfläche zahlreiche helle Partikel auf. Mit dem REM XL 30 ESEM-FEG der Firma FEI wurde deshalb eine EDX-Analyse dieser Partikel durchgeführt (Bild 23). Aus den Analysen ging hervor, dass diese Partikel hohe Gehalte an Cr, C sowie Al und Y aufweisen. Aufgrund der hohen Vergrößerungen wurden wegen der geringen Partikelgröße (ca. 1 nm) nicht ausschließlich die Partikel, sondern auch die umgebende Matrix bei der Analyse erfasst. Eine Quantifizierung der Partikel ist deshalb nicht erfolgt.



REM-Aufnahme eines auftretenden Heißrisses an der Probenoberfläche



REM-Detailaufnahme der Rissflanke

Bild 22: PVR-WIG-Blindraupen des NiCr25FeAlY (Schutzgas: 100 % Argon)

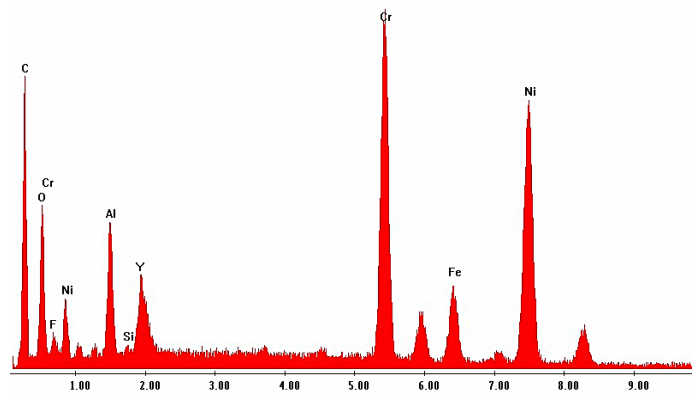
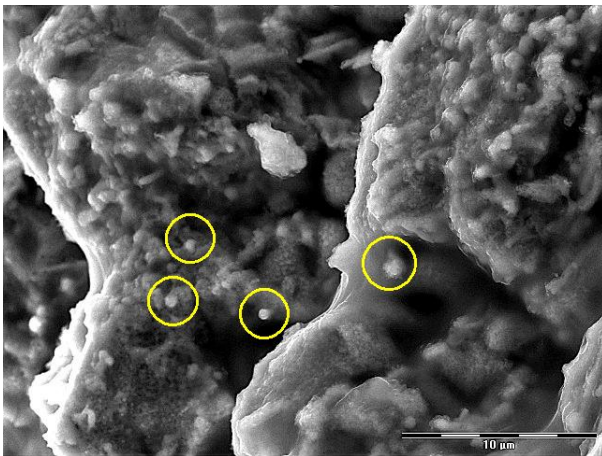


Bild 23: Ergebnisse der EDX-Analysen an hellen Partikeln (gelb umrandet) auf der Rissfläche der mit 100% Argon im Schutzgas gefertigten PVR-WIG-Blindraupe

Nach Ermittlung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit auf Grundlage des ersten bei 10 facher Vergrößerung nachweisbaren Makrorisses sind an allen Proben die:

- Länge  $L_{krMikro}$  (Auftreten des ersten Mikrorisses),
- Länge  $L_{kr3WAR}$  (Auftreten der ersten 3 Wiederaufschmelzrisse auf 1 cm Prüfnah) und
- Länge  $L_{kr1.ER}$  (Auftreten der ersten Erstarrungsrisse)

jeweils bei 40 facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop bestimmt und daran anschließend die entsprechenden kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$ ,  $v_{kr3WAR}$  und  $v_{kr1.ER}$  berechnet worden. Die Resultate dieser Auswertung sind in den Tabellen 13 und 14 zusammengestellt. Die entsprechenden Werte für  $L_r$  (Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Heißrisses) sind den Tabellen A 3 und A 4 zu entnehmen.

Die Ergebnisse für  $v_{krMikro}$  sind im Anhang (Bild A 3) graphisch veranschaulicht. Aus der vergleichenden Gegenüberstellung der berechneten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für die Makro- und Mikrorisse aller geprüften Grundwerkstoffe ist eine nahezu vollständige Übereinstimmung der berechneten Werte erkennbar. Die Abweichungen liegen zwischen 0 und 0,6 mm und sind somit nur minimal. Nur für bei den Kombinationen NiCr25FeAlY / 96,3 Ar+3 % N<sub>2</sub>+0,7 % H<sub>2</sub> und 95 % Ar+5 % N<sub>2</sub>; NiCr29Fe / 100 % Ar und NiCr21Co12Mo /

99 % Ar+1 % N<sub>2</sub>; differieren die Ergebnisse um etwa 2 mm. Die Mikrorisse traten zumeist vor den Makrorissen auf.

Das Auftreten des ersten Mikrorisses an ausgewählten Proben aus der Ni-Basislegierung NiCr23Fe nach dem PVR-Test durch WIG-Umschmelzung stellt das Bild 24 beispielhaft dar. Der Schutzgaseinfluss auf das Heißrissverhalten ist deutlich erkennbar und wird durch die Gegenüberstellung der Ergebnisse aus der Farbeindringprüfung (Bild 25) an diesen Proben vertieft.

Aus dem Bild A 4 (Anhang) sind gleiche Tendenzen für die kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$  und  $v_{kr1.ER}$  ersichtlich. Zunehmende N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas führen bei der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY zu einer Verbesserung des Heißrissmikro- und Erstarrungsrissverhaltens. Gegenüber diesen beiden Rissarten sind die für die Wiederaufschmelzrisse ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten schon unter reinem Argon deutlich höher. Ein Zusatz von nur 0,5 % N<sub>2</sub> erhöht  $v_{kr3WAR}$  um 11 mm/min. Mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Gehalten im Schutzgas erreichen die Werte für  $v_{krMikro}$ ,  $v_{kr3WAR}$  und  $v_{kr1.ER}$  ein annähernd gleiches Niveau. Für die WIG-Umschmelzung unter 95 % Ar/5 % N<sub>2</sub> wurden keine 3 Wiederaufschmelzrisse auf 1 cm Prüfnahse festgestellt. Es ist deshalb davon auszugehen, dass NiCr25FeAlY eine hohe Resistenz gegenüber der Bildung von WAR aufweist. Offensichtlich ist auch, dass sich höhere He-Gehalte im Schutzgas positiv auf die Heißrissbeständigkeit auswirken.

Für die Ni-Basislegierung NiCr23Fe (alloy 601 H), der Vorgängerlegierung von NiCr25FeAlY, zeigt sich ein positiver Einfluss variiertes N<sub>2</sub>-Zumischungen im Schutzgas auf die kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$ ,  $v_{kr1.ER}$  und  $v_{kr3WAR}$  nur noch ansatzweise (Bild A 5 im Anhang). Analog der auf Grundlage der Makrorisse ermittelten  $v_{krMakro}$  werden nur bei 1 %, 3 % und 5 % N<sub>2</sub> höhere kritische Verformungsgeschwindigkeiten und somit ein besseres Heißrissverhalten erreicht. Mit Ausnahme der unter reinem Argon sowie mit 99,5 % Ar/0,5 % N<sub>2</sub> umgeschmolzenen PVR-Proben unterscheiden sich die hier ermittelten Werte für  $v_{kr}$  innerhalb eines Schutzgases nicht wesentlich voneinander. Die mit den beiden genannten Gasmischungen geprüften Proben weisen eine höhere Beständigkeit gegen die Bildung von Wiederaufschmelzrisen auf.

Ein positiver Effekt durch steigende N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf  $v_{kr3WAR}$  ist auch für die Legierung NiCr29Fe (alloy 690) offensichtlich (Bild A 6 im Anhang). Besonders markant verdeutlichen dies die Ergebnisse für die Schutzgasmischung 99 % Ar/1 % N<sub>2</sub>. Demgegenüber ist eine heißrissminimierende Wirkung für die  $v_{krMikro}$  und  $v_{kr1.ER}$  durch die Zugabe von Stickstoff nicht mehr so deutlich ausgeprägt. Hervorzuheben ist, dass für diese Legierung unter 20 % igen He-Anteil im Schutzgas die höchsten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für alle betrachteten Kategorien erreicht werden.

Für die Ni-Basislegierung NiCr21CoMo12 (alloy 617) ist ein positiver N<sub>2</sub>-Einfluss im Hinblick auf kritischen Verformungsgeschwindigkeiten Mikro, 3WAR und 1.ER nicht signifikant erkennbar. Die vergleichende Gegenüberstellung der ermittelten Werte im Anhang im Bild A 7 zeigt allenfalls beim Einsatz von 99 % Ar/1 % N<sub>2</sub> und 97 % Ar/3 % N<sub>2</sub> eine Steigerung der Heißrissbeständigkeit bezüglich der Bildung von Wiederaufschmelz- und Erstarrungsrissen an.



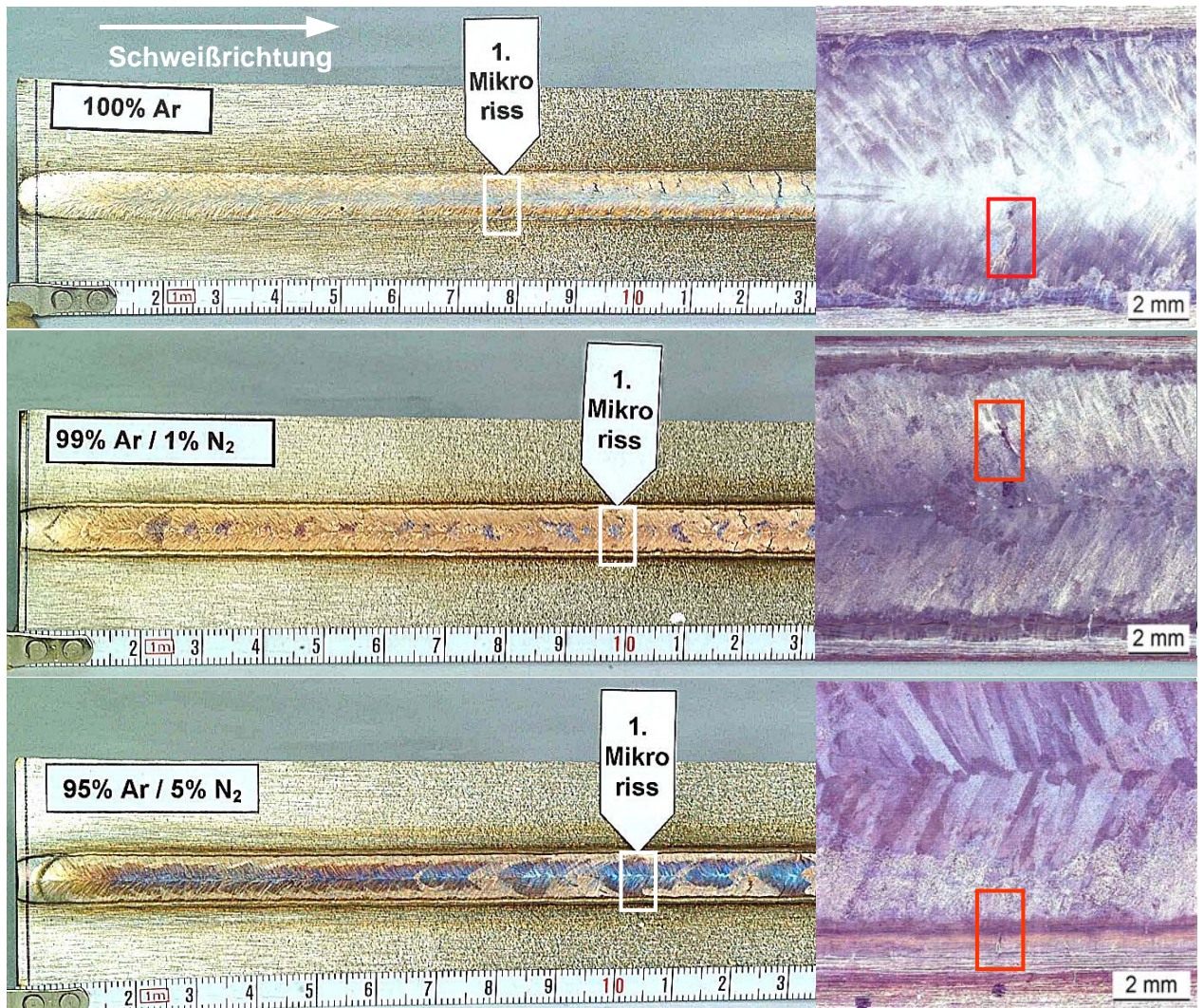


Bild 24: Auftreten des ersten Mikrorisses nach der Heißrissprüfung durch WIG-Umschmelzung an ausgewählten PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H)

- |                              |                      |
|------------------------------|----------------------|
| 100 % Ar:                    | Erstarrungsriss      |
| 99 % Ar+1 % N <sub>2</sub> : | Erstarrungsriss      |
| 95 % Ar+5 % N <sub>2</sub> : | Wiederaufschmelzriss |



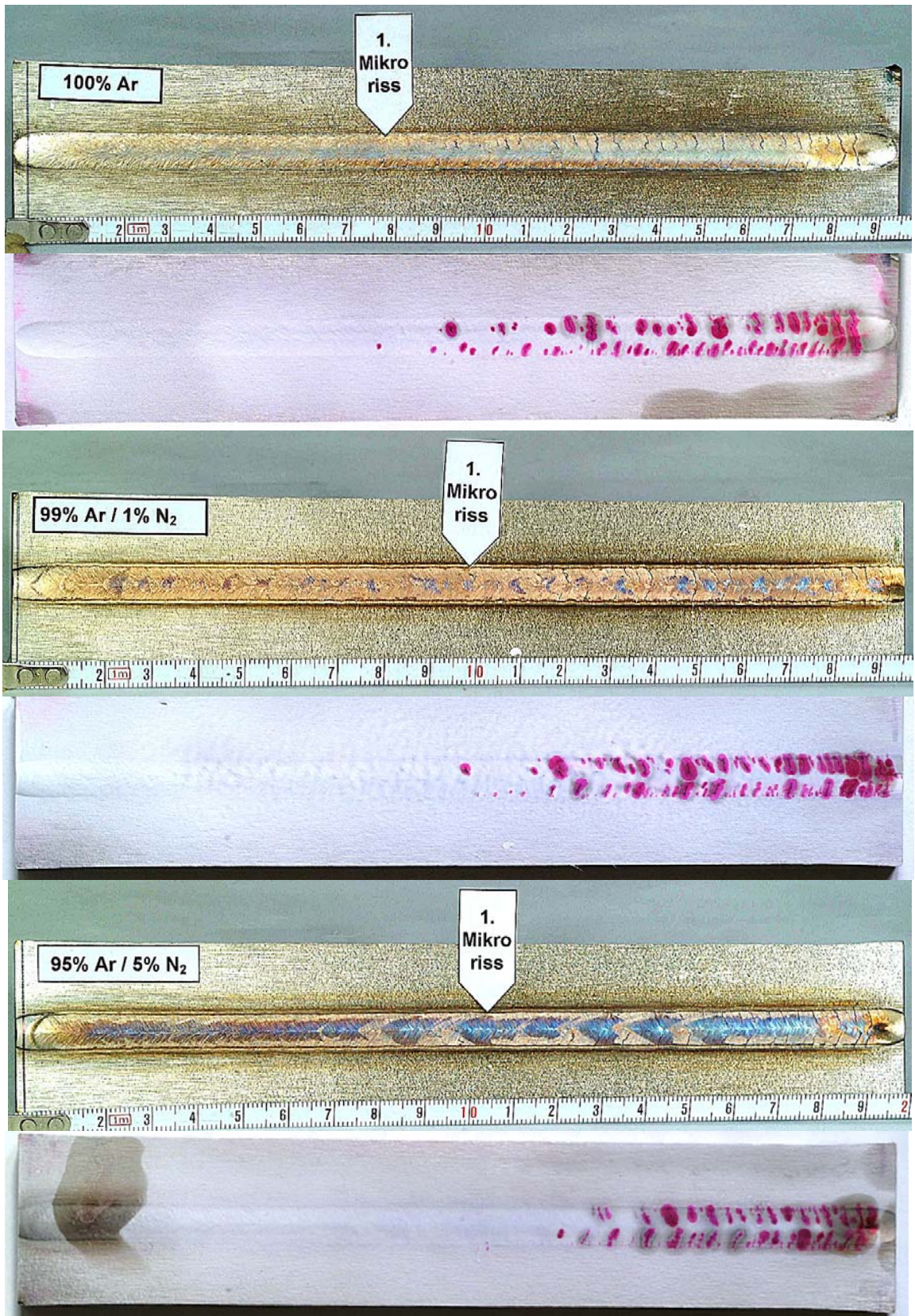


Bild 25: Farbeindringprüfung an den PVR-Proben aus dem Bild 24 (Werkstoff: NiCr23Fe; alloy 601 H)

Tabelle 13: Gegenüberstellung der berechneten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMakro}$  und  $v_{krMikro}$  aller geprüften WIG-Umschmelzungen

Werkstoff	Schutzgas															
	98%Ar+2% H <sub>2</sub>		100% Ar		99,5% Ar+0,5% N <sub>2</sub>		99% Ar+1% N <sub>2</sub>		97% Ar+3% N <sub>2</sub>		77% Ar+3% N <sub>2</sub> +20% He		96,3% Ar+3% N <sub>2</sub> +0,7% H <sub>2</sub>		95% Ar+5% N <sub>2</sub>	
	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$ / 1. Riss
NiCr25FeAlY	9,5	9,3 / ER	17,1	16,4 / ER	20,8	20,4 / ER	26,8	26,4 / ER	27,3	26,8 / ER	34,7	34,7 / WAR	28,4	28,4 / ER	29,1	26,0 / ER
NiCr23Fe	16,4	16,4 / ER	18,0	18,0 / ER	16,7	16,7 / WAR	22,7	22,7 / ER	23,1	22,9 / WAR	20,1	20,1 / WAR	19,9	19,7 / ER	23,6	23,4 / WAR
NiCr29Fe	31,9	31,9 / ER	32,6	30,5 / WAR	31,9	31,9 / ER	25,0	25,0 / ER	36,1	34,2 / WAR	35,6	35,6 / ER	35,2	35,1 / ER	33,3	33,3 / ER
NiCr21Co12Mo	21,1	21,7 / WAR	21,3	21,1 / WAR	22,9	22,9 / WAR	23,8	25,0 / WAR	22,2	21,7 / WAR	18,7	20,6 / ER	21,5	21,5 / ER	22,4	22,4 / ER

Tabelle 14: Resultate für  $v_{kr3WAR}$  und  $v_{kr1.ER}$  aller WIG-Umschmelzungen

Werkstoff	Schutzgas															
	98%Ar+2% H <sub>2</sub>		100% Ar		99,5% Ar+ 0,5% N <sub>2</sub>		99% Ar+ 1% N <sub>2</sub>		97% Ar+ 3% N <sub>2</sub>		77% Ar+ 3% N <sub>2</sub> +20% He		96,3% Ar+ 3% N <sub>2</sub> +0,7% H <sub>2</sub>		95% Ar+ 5% N <sub>2</sub>	
	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER	3WAR	1.ER
alloy 602 CA*	22,2	9,3	24,7	16,4	30,8	20,4	/	26,4	27,5	26,8	35,4	34,4	29,4	28,4	27,1	26,0
alloy 601 H*	23,8	16,4	24,1	18,0	20,8	16,4	24,5	22,7	24,1	25,4	21,1	22,0	23,8	19,7	24,5	27,8
alloy 690*	/	31,9	36,8	32,6	37,7	31,9	38,6	25,0	40,2	36,3	43,0	35,6	43,0	35,1	38,6	33,3
alloy 617*	22,9	23,4	22,2	23,4	27,5	23,8	30,1	29,8	25,7	30,3	23,4	20,6	22,4	21,5	27,3	22,4

\*alloy 602 CA – NiCr25FeAlY

\*alloy 601 H – NiCr23Fe

\*alloy 690 – NiCr29Fe

\*alloy 617 – NiCr21CoMo12

Trotz konstanter Schweißparameter und Streckenenergie war zu erwarten, dass sich die Nahtgeometrien in Abhängigkeit der Schutzgasgemische verändern und folglich auch einen Einfluss auf die Heißrissensibilität ausüben. Aus diesem Grund wurden von den Blindraupen des Werkstoffes NiCr25FeAlY Querschliffe entnommen, an denen eine Bestimmung der Nahtabmessungen erfolgte (Bild 26). Die Ergebnisse sind in Tabelle 15 aufgeführt. Da die Schweißzeit für die Herstellung aller WIG-Umschmelzungen gleich war, wiesen alle Schweißraupen auch die gleiche Länge auf. Die Entnahme der Schliffe erfolgte dann genau auf etwa halber Nahtlänge.

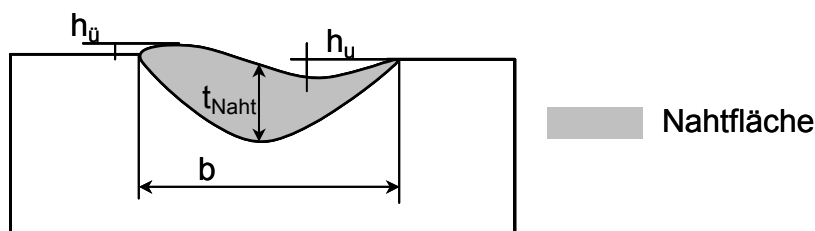


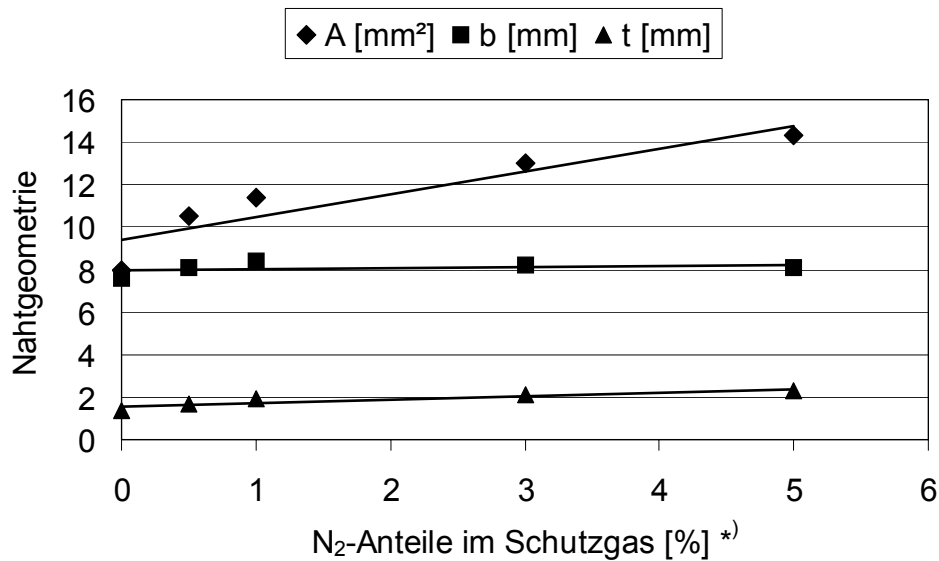
Bild 26: Darstellung der ermittelten Nahtabmessungen an Querschliffen von WIG-Blindraupen

Tabelle 15: Nahtgeometrie der Blindraupen des Werkstoffes NiCr25FeAlY in Abhängigkeit des Schutzgases

Schutzgas	Nahtbreite $b$ [mm]	Nahttiefe $t$ [mm]	Nahtüberhöhung $h_u$ [mm]	Nahtunterwölbung $h_u$ [mm]	Nahtfläche $A$ [mm <sup>2</sup> ]
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	8,60	2,45	0,09	-	16,65
100% Ar	7,55	1,35	0,06	-	7,95
99,5% Ar / 0,5% N <sub>2</sub>	8,10	1,70	0,10	-	10,45
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	8,35	1,90	0,10	0,04	11,40
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	8,20	2,10	0,13	0,06	13,00
77% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 20% He	8,35	2,20	0,13	0,06	14,55
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	8,35	2,30	0,17	-	15,90
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	8,05	2,25	0,15	0,06	14,25
68% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 20% He	8,70	2,75	0,13	-	17,50

Die Resultate zeigen, dass sich die Nahtfläche der Blindraupen besonders prägnant bei Zugabe von H<sub>2</sub> zum Schutzgas erhöht. Aber auch die Helium-Zumischung im Schutzgas 77% Ar / 3% N<sub>2</sub> / 20% He bewirkt einen ähnlichen Effekt. Das Schutzgas Argon verursacht dagegen eine Blindraupe mit den geringsten Werten für die Nahtgeometrie. Zunehmende N<sub>2</sub>-Zugaben zum Argon führen zu einer stetigen Erhöhung von Nahtbreite, -tiefe und -fläche. Den Schutzgaseinfluss auf die Nahtgeometrie verdeutlicht auch das Bild 27.





\*) nur Ar 4.6 und Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgase

Bild 27: Schutzgaseinfluss auf die Nahtgeometrie der PVR-WIG-Blindraupen am Beispiel des Werkstoffes NiCr25FeAlY

## 5.4.2 MSG-Impulslichtbogenschweißen von Auftragraupen

### 5.4.2.1 Durchführung des PVR-Versuches

Der PVR-Test unter Anwendung des MSG-Impulslichtbogenschweißens von Auftragraupen wurde mit nachfolgenden Zusatzwerkstoffen (Ø 1,2 mm) durchgeführt:

- SG-NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4649; FM 602 CA),
- SG-NiCr29Fe (Werkstoff-Nr 2.4642; Thermanit 690) und
- SG-NiCr22Co12Mo (Werkstoff-Nr 2.4642; Thermanit 617).

Diese Prüfung erfolgte mit den in Tabelle 16 aufgeführten Grund- und Zusatzwerkstoff-Kombinationen. Als Schutzgase kamen die in der Tabelle 8 aufgeführten Gasmischungen zum Einsatz.

Tabelle 16: Grund- und Zusatzwerkstoffe für die Prüfung der Heißrissbeständigkeit nach dem PVR-Versuch unter Anwendung des MSGp-Schweißens von Auftragraupen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff
NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA)	SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)
NiCr23Fe (2.4851; alloy 601 H)	SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)
NiCr29Fe (2.4649; alloy 690)	SG-NiCr29Fe (2.4642; Thermanit 690)
NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617)	SG-NiCr22Co12Mo (2.4627; Thermanit 617)

Die konstant gebliebenen Schweißbedingungen für die Durchführung der PVR-Versuche mit dem MSG-Impulslichtbogenschweißen sind der Tabelle 17 zu entnehmen. Die weiteren Schweißparameter befinden sich für jede Grund- und Zusatzwerkstoff-Kombination in den Tabellen A 5 bis A 8 (Anhang).

Tabelle 17: Schweißbedingungen für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test

Blechdicke	5 mm
Drahtdurchmesser	1,2 mm
Schweißstromquelle	Quinto 503 GLC Profi, freiprogrammierbar
Stromart / Polung / Modulationsart	DC / + / I <sub>G</sub> - U <sub>P</sub>
Schweißposition	PA
Schutzgasmenge	18-20 l/min (Schutzgasgemische) 15 l/min (Argon 4.6)
Brennerführung in Schweißrichtung	10 ° stechend
Stromkontaktdüse	CuCrZr
Kontaktrohrabstand	17 mm
Messwerterfassung	WeldAnalyst (Abtastrate: 6,4 kHz)

Als weitere konstante Parameter für die Durchführung des PVR-Versuches wurden festgelegt:

- $v_{\max}$ : (a) 45 mm/min (für die Zusatzwerkstoffe SG-NiCr25FeAlY und SG-NiCr22Co12Mo)  
(b) 60 mm/min (für den Zusatzwerkstoff SG-NiCr29Fe 6030)
- t: 32,1 s
- $L_0$ : 175 mm.

Die Auswertung der Prüfproben erfolgte wie im Abschnitt 4.3 beschrieben.

#### 5.4.2.2 Ergebnisse des PVR-Versuches

Die Ergebnisdarstellung der Heißrissprüfung über die Ermittlung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMakro}$  und  $v_{krMikro}$  für die in Tabelle 16 aufgeführten Grund- und Zusatzwerkstoffe erfolgt in der Tabelle 18 sowie im Anhang in Tabelle A 9 sowie den Bildern A 8 bis A 11. Die Beurteilung der Art des ersten Anrisses erfolgte an den blecheben abgearbeiteten Proben. Den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass die Heißrissbeständigkeiten in Abhängigkeit von Schutzgas und Grund-/Zusatzwerkstoffkombination sehr stark streuen.

Höhere N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas wirken sich deutlich fördernd auf die Erhöhung der Heißrissbeständigkeit des Schweißgutes des Zusatzwerkstoffes SG-NiCr25FeAlY aus. Für die Kombination NiCr25FeAlY / SG-NiCr25FeAlY werden die höchsten Heißrissbeständigkeiten unter Einsatz folgender Schutzgasmischungen erreicht:

- 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub>,
- 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>,
- 83 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> / 12 % He sowie
- Rest Ar / 5% N<sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO<sub>2</sub>.

Die nach der Abarbeitung der MSGp-Auftragrapen gewonnenen Ergebnisse zeigen, dass sich die Heißrissbeständigkeit der Schweißgüter des Zusatzwerkstoffes SG-NiCr25FeAlY zwar unter Anwendung stickstoffhaltiger Schutzgase erhöht. Jedoch ist dieser Effekt gegenüber den nicht abgearbeiteten Auftragrapen nicht mehr so deutlich ausgeprägt, da sich dort

die kritische Verformungsgeschwindigkeit und somit auch die Heißrissbeständigkeit gegenüber Argon 4.6 als Schutzgas fast verdoppelte. Die ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$  sind mit Ausnahme von 2 Schutzgasen kleiner als  $v_{krMakro}$ .

Dagegen wurden für die Kombination NiCr23Fe / SG-NiCr25FeAlY sowohl bei den unbearbeiteten als auch bei den abgearbeiteten Auftragraupen deutlich schlechtere Heißrissbeständigkeiten mit allen Schutzgasgemischen als bei der Kombination NiCr25FeAlY / SG-NiCr25FeAlY ermittelt. Die Hauptgründe hierfür werden zum einen in der vorliegenden Vermischung von Grund- und Zusatzwerkstoff und zum anderen in den zum Teil etwas höheren Werten für die Streckenenergie vermutet. Die Gesamtergebnisse zeigen, dass ausgewählte stickstoffhaltige Schutzgase im Vergleich zu Argon eine Verringerung der Heißrissensibilität nach sich ziehen können.

Auch für den Zusatzwerkstoff SG-NiCr22Co12Mo 21 ist dieser positive Effekt des Elementes Stickstoff im Schutzgas auf die Heißrissbeständigkeit anscheinend nicht im gleichen Maße wie für SG-NiCr25FeAlY vorhanden. Zum Teil bewirkt das Schutzgas 100 % Argon höhere kritische Heißrissbeständigkeiten als die stickstoffhaltigen Mischgase. Außer reinem Argon wirken sich für diesen Zusatzwerkstoff die Schutzgase 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> sowie 75 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> / 5 % He positiv auf das Heißrissverhalten aus.

Für die PVR-Versuche an der Werkstoffkombination NiCr29Fe / SG-NiCr29Fe bestand zur Erzeugung von Heißrissen in der MSG-Prüfraupe die Notwendigkeit, die maximale Verformungsgeschwindigkeit zu erhöhen. Wie die Tabelle 18 zeigt, wurden für diese Kombination kritische Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMakro}$  von max. 45 mm/min erzielt. Ein Stickstoffeinfluss auf diese Werte ist jedoch nicht nachweisbar. Die Art des ersten Anrisses war bei allen Schutzgasen ein Erstarrungsriss. Ein signifikanter Einfluss stickstoffhaltiger Mischgase auf eine Erhöhung der Heißrissbeständigkeit liegt offenbar nicht vor. Die weiteren ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$  für den Zusatzwerkstoff SG-NiCr29Fe an den blecheben abgearbeiteten Auftragraupen zeigten ebenfalls, trotz der im Vergleich zu den  $v_{kr}$ -Werten der MSGp-Auftragraupen vorhandenen Differenzen, einen nur begrenzten positiven Einfluss N<sub>2</sub>-haltiger Schutzgase auf das Heißrissverhalten. Aus der Tabelle 18 geht weiterhin hervor, dass für jede Legierung der Mikroriss immer in Form eines Erstarrungsrisses vorlag. Folglich ist der Mikroriss mit dem 1. Erstarrungsriss identisch.

Wie bereits bei den WIG-Umschmelzungen sollten auch für die MSGp-Auftragraupen in einem weiteren Untersuchungsschritt die kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für das Auftreten von 3 Wiederaufschmelzrissen ( $v_{kr3WAR}$ ) auf 1 cm Prüfnahat sowie für das Auftreten des 1. Erstarrungsrisses ( $v_{kr1.ER}$ ) ermittelt werden. Die Ergebnisse sind in Tabelle 19 zusammengefasst.

Nur bei der Kombination NiCr25FeAlY (alloy 602 CA) / SG-NiCr23Fe (alloy 601 H) kam es unter jedem Schutzgas zur Bildung von 3 WAR auf 1 cm Prüfnahat. Bis auf 3 Schutzgase konnte dieses Prüfkriterium für die Verbindung NiCr21Co12Mo (alloy 617) / SG-NiCr22Co12Mo (alloy 617) ebenfalls ermittelt werden. Ausgehend von den vorliegenden Resultaten ist zunächst die Beständigkeit der genannten Kombinationen gegenüber dem Auftreten von Wiederaufschmelzrissen wesentlich höher im Vergleich zur Erstarrungsrissbildung. Mit Ausnahme des Schutzgases Rest Ar / 5 % N<sub>2</sub> / 5 % He / 0,05 % CO<sub>2</sub> ist für den Zusatzwerkstoff SG-NiCr25FeAlY durch den Einsatz stickstoffhaltiger Gase ein verbessertes

Erstarrungsrissverhalten erreichbar. Bei den 2-Komponentenmischungen Argon/Stickstoff nimmt die Erstarrungsrissbeständigkeit mit steigendem N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas zu. Eine Zugabe von 5 % Helium verschlechtert dieses Verhalten jedoch wieder. Ein signifikanter Einfluss stickstoffhaltiger Schutzgase auf die Erhöhung der Neigung gegenüber Wiederaufschmelzrissen ist nicht erkennbar.

Analog zu den kritischen Verformungsgeschwindigkeiten der Makro- und Mikrorisse ist für den Zusatzwerkstoff alloy 617 eine charakteristische Wirkung des Schutzgases auf die Rissensibilität gegenüber Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen nicht nachzuweisen. Die ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro/1.Er}$  und  $v_{kr3WAR}$  für diese Legierung offenbaren, dass der positive Einfluss unterschiedlicher N<sub>2</sub>-Anteile im Schutzgas auf das Heißrissverhalten nur gering ist.

Für die anderen Grund- / Zusatzwerkstoffpaarungen konnte die Bildung von 3 WAR für die genannte Prüflänge nicht festgestellt werden. Daraus ist zu schließen, dass diese Werkstoffkombinationen eine hohe Resistenz gegenüber der Bildung von Wiederaufschmelzrissen haben. Dieses Verhalten ist sicherlich durch den Werkstoff selbst und nicht durch das verwendete Schutzgas begründet.

Der Einfluss steigender N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf die Heißrissensibilität verdeutlicht das Bild 28 beispielhaft an ausgewählten Proben aus der Ni-Basislegierungen NiCr23Fe nach dem PVR-Test an abgearbeiteten MSGp-Auftragraupen sowie das Bild 29 anhand der Farbeindringprüfung an diesen Proben.

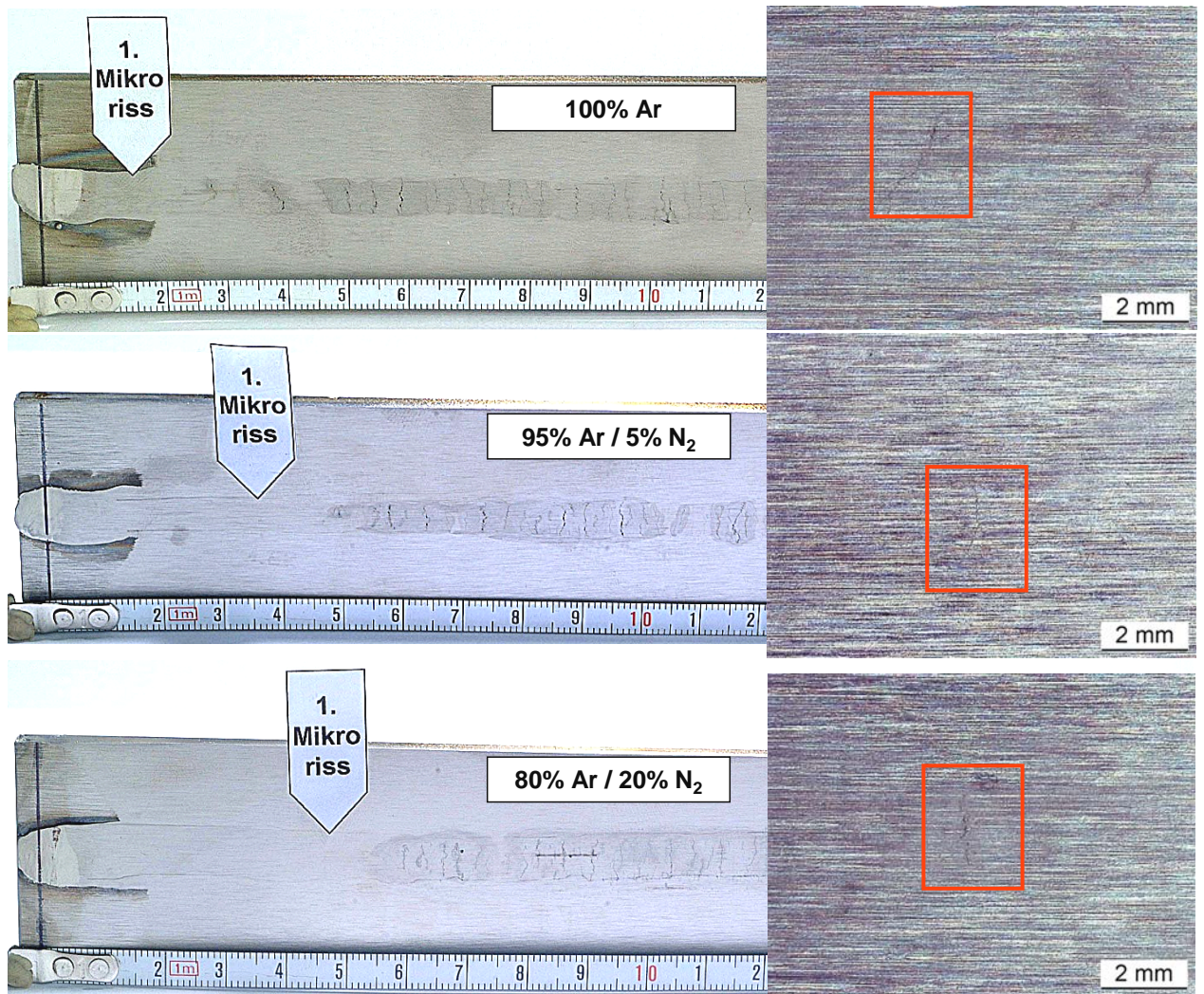


Bild 28: Auftreten des ersten Mikrorisses nach der Heißrissprüfung an ausgewählten MSGp-PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H)

100 % Ar:	Erstarrungsris
95 % Ar+5 % N <sub>2</sub> :	Erstarrungsris
80 % Ar+20 % N <sub>2</sub> :	Erstarrungsris



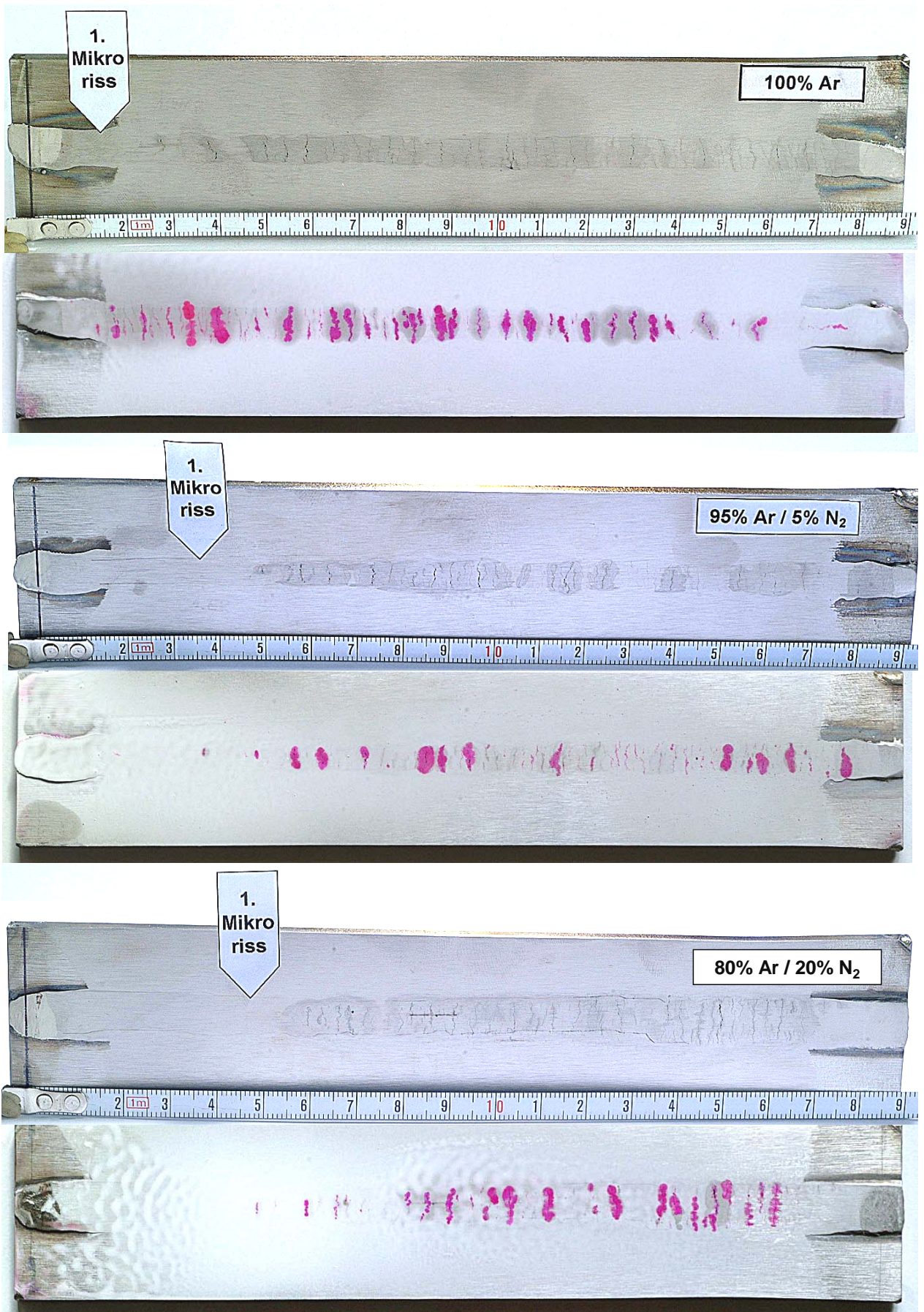


Bild 29: Farbeindringprüfung an den MSGp-PVR-Proben aus dem Bild 28 (Werkstoff: NiCr23Fe; alloy 601 H)

Tabelle 18: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{kr}$  der MSGp-Auftraggruppen in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen sowie Art des ersten Anrisses

Schutzgas					Grund- / Zusatzwerkstoff											
					alloy 602 CA / * FM 602 CA			alloy 601 H / * FM 602 CA			alloy 690 / ** FM 690			alloy 617 / * Therm. 617		
Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$	1. Anriss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$	1. Anriss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$	1. Anriss	$v_{krMakro}$	$v_{krMikro}$	1. Anriss
100	-	-	-	-	9,6	17,6	ER	6,7	3,4	ER	43,3	39,2	ER	25,0	24,5	ER
96,3	3	-	-	0,7	15,4	20,2	ER	8,7	8,1	ER	43,9	35,4	ER	20,7	24,8	ER
95	5	-	-	-	25,5	25,2	ER	11,6	8,4	ER	43,9	41,7	ER	30,8	29,4	ER
88	12	-	-	-	31,0	26,2	ER	13,0	10,6	ER	44,5	32,6	ER	23,3	23,3	ER
80	20	-	-	-	29,4	23,1	ER	14,4	11,3	ER	44,8	29,2	ER	24,3	15,4	ER
90	5	5	-	-	26,5	25,5	ER	12,5	8,2	ER	37,9	32,6	ER	25,8	25,7	ER
83	12	5	-	-	35,4	27,9	ER	11,3	7,0	ER	38,9	30,7	ER	24,8	22,9	ER
75	20	5	-	-	23,1	23,1	ER	12,8	10,8	ER	39,8	29,8	ER	28,6	20,9	ER
Rest	5	5	0,05	-	31,0	26,5	ER	9,6	2,2	ER	44,2	42,3	ER	27,4	26,7	ER
Rest	5	5	0,5	-	22,6	22,1	ER	8,2	11,8	ER	47,3	42,3	ER	30,6	28,2	ER
Rest	12	5	0,05	-	26,5	26,2	ER	11,3	9,9	ER	44,8	33,2	ER	28,4	27,4	ER
Rest	20	5	0,05	-	20,5	26,2	ER	11,3	11,3	ER	43,3	34,5	ER	26,5	25,0	ER
68	12	20	-	-	23,3	18,8	ER	12,3	10,1	ER	32,9	24,5	ER	12,0	20,2	ER

\* - maximale Verformungsgeschwindigkeit während des PVR-Versuches: 45 mm/min

\*\* - maximale Verformungsgeschwindigkeit während des PVR-Versuches: 60 mm/min

Tabelle 19: Resultate für  $v_{kr3WAR}$  und  $v_{kr1.ER}$  aller MSGp-Auftragsgraupen in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombination

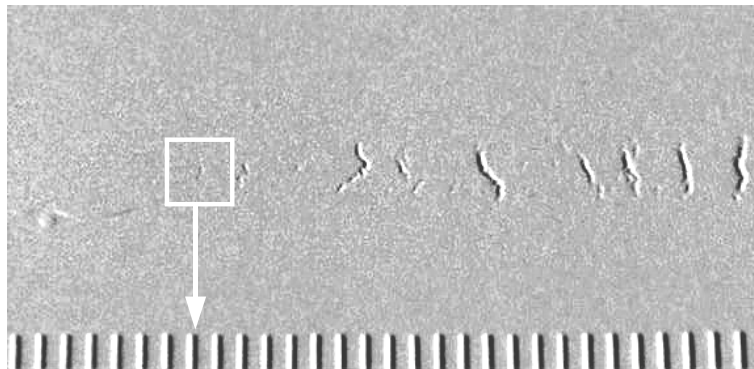
Schutzgas					Grund- / Zusatzwerkstoff							
					alloy 602 CA / * FM 602 CA		alloy 601 H / * FM 602 CA		alloy 690 / ** FM 690		alloy 617 / * Thermanit 617	
Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	$v_{krMikro} = v_{kr1.ER}$	$v_{kr3WAR}$	$v_{krMikro} = v_{kr1.ER}$	$v_{kr3WAR}$	$v_{krMikro} = v_{kr1.ER}$	$v_{kr3WAR}$	$v_{krMikro} = v_{kr1.ER}$	$v_{kr3WAR}$
100	-	-	-	-	17,6	-	3,4	12,8	39,2	-	24,5	31,5
96,3	3	-	-	0,7	20,2	-	7,9	15,6	35,4	-	24,8	31,0
95	5	-	-	-	25,2	-	8,4	21,4	41,7	-	29,4	34,2
88	12	-	-	-	26,2	-	10,6	19,0	32,6	-	23,3	36,8
80	20	-	-	-	23,1	-	11,3	20,9	29,2	-	15,4	41,9
90	5	5	-	-	25,5	-	8,2	15,6	32,6	-	25,7	38,3
83	12	5	-	-	27,9	-	7,0	18,5	30,7	-	22,9	-
75	20	5	-	-	23,1	-	10,8	22,1	29,8	-	20,9	-
Rest	5	5	0,05	-	26,5	-	2,2	3,4	42,3	-	26,7	34,4
Rest	5	5	0,5	-	22,1	-	11,8	18,1	42,3	-	28,2	28,2
Rest	12	5	0,05	-	26,2	-	9,9	12,0	33,2	-	27,4	32,2
Rest	20	5	0,05	-	26,2	-	11,3	29,6	34,5	-	25,0	35,6
68	12	20	-	-	18,8	-	10,1	18,1	24,5	-	20,2	-

\* - maximale Verformungsgeschwindigkeit während des PVR-Versuches: 45 mm/min

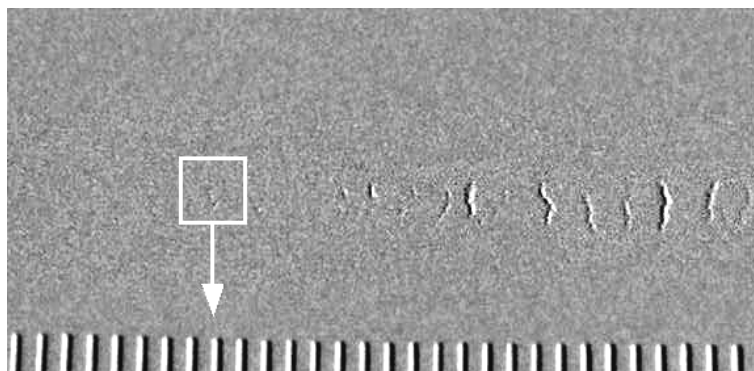
\*\* - maximale Verformungsgeschwindigkeit während des PVR-Versuches: 60 mm/min



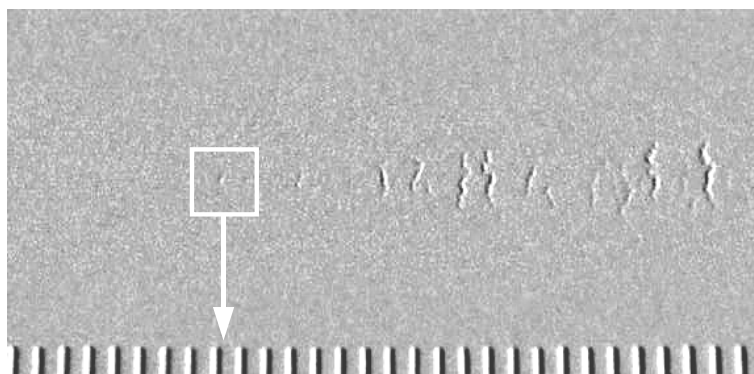
Wie aus den Ausführungen im Abschnitt 4.3 hervorgeht, sind sowohl die Vorbereitung als auch die stereomikroskopische Auswertung der MSGp-PVR-Proben für die Rissauswertung sehr zeitintensiv. Deshalb wurden die in den Bildern 28 und 29 dargestellten Proben zusätzlich einer Röntgen-Durchstrahlungsprüfung unterzogen, um die Eignung dieses Prüfverfahrens für die Rissauswertung einzuschätzen. Die Durchstrahlung erfolgte mit einer Mikrofokusröhre bei einer Beschleunigungsspannung von 92 kV und einem Röhrenstrom von 75  $\mu$ A. Von jeder Probe wurden jeweils 60 mm ab dem Anfang der Schweißnaht abgebildet. Ein kleinerer Abbildungsmaßstab konnte aufgrund der dann zu geringen Auflösung nicht gewählt werden. Das Bild 30 veranschaulicht die Aufnahmen der Durchstrahlungsprüfung. Ein Teilstrich des Maßstabes auf den Aufnahmen entspricht 2 mm.



100 % Argon:  
 $L_r \approx 14,2$  mm  
 (Der erste Teilstrich im Bild entspricht dem Schweißnahtbeginn.)



95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>:  
 $L_r \approx 36$  mm  
 (Der erste Teilstrich im Bild entspricht 20 mm ab dem Schweißnahtbeginn.)



80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>:  
 $L_r \approx 47,5$  mm  
 (Der erste Teilstrich im Bild entspricht 30 mm ab dem Schweißnahtbeginn.)

$L_r$  - Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Heißrisses [mm]

Bild 30: Radioskopieaufnahmen an ausgewählten MSGp-PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H)

Ein Vergleich der Bilder 30 und 31 zeigt eine hohe Übereinstimmung zwischen dem durch die Prüfung unter dem Stereomikroskop und dem aus der Durchstrahlungsprüfung ermittelten Auftreten des ersten Heißrisses für alle drei PVR-Proben (Tabelle 20). Die Unterschiede zwischen den Ergebnissen werden zum einen in subjektiven Abweichungen zwischen dem bei höheren Vergrößerungen unter dem Stereomikroskop ermittelten ersten, meistens sehr kleinem Heißriss und den dadurch möglichen Abweichungen beim Ausmessen von  $L_r$  gesehen. Eine weitere Ursache ist der nicht gerade (senkrechte) Verlauf der Heißrisse. Dies kann ebenfalls zu Differenzen bei der Ermittlung des Rissanfanges des ersten Heißrisses führen. Wegen des hohen Zeitaufwandes der Probenvorbereitung für die Farbeindringprüfung sowie der bei höheren Vergrößerungen unter dem Stereomikroskop mitunter schwierigen Rissbeurteilung wird in der Röntgen-Durchstrahlungsprüfung eine Möglichkeit für die objektive und sichere Rissauswertung solcher PVR-Proben gesehen.

Tabelle 20: Gegenüberstellung der ermittelten Abstände für  $L_r$  [mm]

Schutzgas	Stereomikroskop: $L_r$ [mm]	Radioskopie: $L_r$ [mm]
100 % Argon	14,0	14,2
95 % Ar / 5 % N <sub>2</sub>	35,0	36,0
80 % Ar / 20 % N <sub>2</sub>	47,0	47,5

## **5.5 Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner WIG-Schweißgutproben in Form von Auftragschweißungen**

Die PVR-Heißrisstests durch WIG-Schweißen von Blindraupen haben gezeigt, dass N<sub>2</sub>-Zumischungen zum Schutzgas Argon das Rissverhalten der untersuchten Ni-Basislegierungen beeinflussen. Mit den nachfolgenden Schweißversuchen sollte nun untersucht werden, welchen Einfluss die eingesetzten Schutzgasmischungen auf die chemische Zusammensetzung, die Gefügeausbildung und die mechanisch-technologischen Eigenschaften von WIG-Schweißverbindungen ausüben.

### **5.5.1 Durchführung der Schweißversuche**

Unter der Zielsetzung, den Einfluss und die Auswirkungen variierender N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf die:

- chemische Zusammensetzung,
- Mikrogefügestruktur,
- mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Raumtemperatur sowie
- inneren Nahtimperfectionen

zu bestimmen, erfolgte die Herstellung reiner Schweißgutproben in Form von Auftragschweißungen mit dem vollmechanisierten WIG-Prozess.

Für die Fertigung der Proben standen Grundwerkstoffbleche aus der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY in der Abmessung (L x B x H) 180 x 80 x 16 mm zur Verfügung. Vor Beginn der Schweißversuche wurden alle Bleche beschliffen, mit Aceton gereinigt und auf einer ca. 80 mm dicken Stahlplatte aufgeschweißt. Danach sind die Schweißgutproben in den Abmessungen (L x B x H) 180 x 80 x 20 mm unter Einsatz der in Punkt 4.1 beschriebenen Gerätetechnik in der Schweißposition PA gefertigt worden. Als Schweißzusatz kam auch hier die Charge 57548 der Massivdrahtelektrode SG-NiCr25FeAlY (FM 602 CA) mit einem Durchmesser von 1,2 mm zur Anwendung. Die Auftragschweißungen erfolgten mit den Schutzgasen:

- (a) 100 % Ar
- (b) 99 % Ar / 1 % N<sub>2</sub>,
- (c) 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub>,
- (d) 97 % Ar / 3 % N<sub>2</sub>,
- (e) 96,3 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> / 0,7 % H<sub>2</sub> und
- (f) 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>.

Nach dem Schweißen jeder Einzelraupe sowie nach Fertigstellung jeder Schweißlage wurde durch eine Temperaturmessung gesichert, dass die Temperaturen des Schweißgutes vor dem Schweißen der folgenden Auftragraupen 120 °C nicht überschritten. Beim Auftreten von Einbrandkerben und hochschmelzenden Oxidpartikeln auf der Schweißnaht wurde lokal geschliffen. Die Schweißparameter für die Fertigung der reinen Schweißgutproben sind dem Schweißprotokoll im Anhang der Tabelle A 10 zu entnehmen. Aus den Schweißgutblöcken erfolgte nach Fertigstellung der Schweißgutproben die Entnahme von Probenmaterial für die sich anschließenden Untersuchungen (Bild 31).

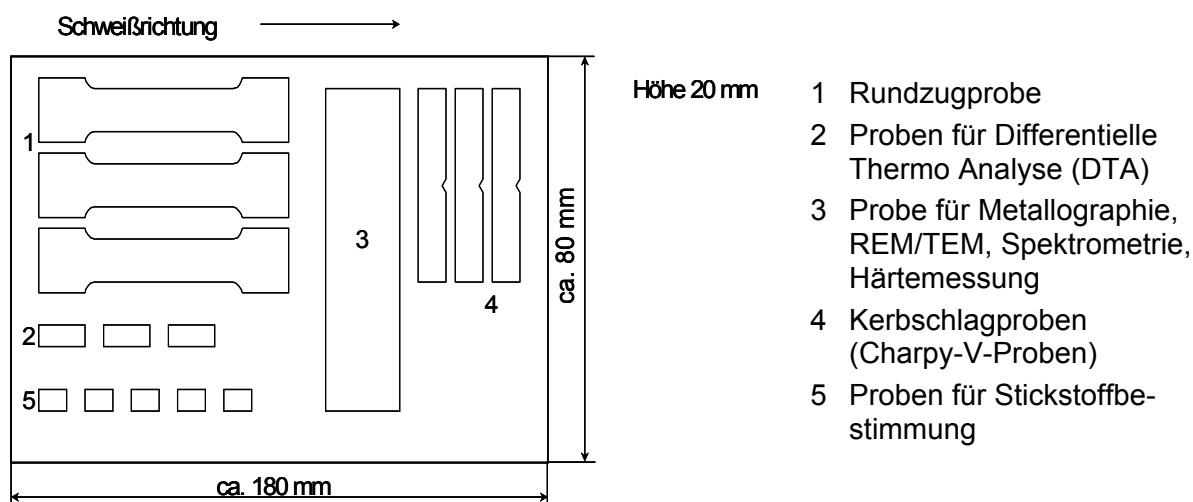


Bild 31: Probenentnahme aus den gefertigten WIG-Schweißgutblöcken

Für die Ermittlung der maximalen N<sub>2</sub>-Löslichkeit des WIG-Schweißgutes unter den gegebenen Randbedingungen wurden in weiteren Schweißversuchen auch kleinere reine Schweißgutblöcke mit den Abmessungen 120 x 40 x 20 mm unter Nutzung der Schutzgasgemische 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> und 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> gefertigt (Schweißprotokoll laut Tabelle A 2 im Anhang). Auch an diesen Proben sind die chemische Zusammensetzung, das Gefüge und die Härte bestimmt worden.

## 5.5.2 Versuchsergebnisse

### 5.5.2.1 Sicht- und Farbeindringprüfung

Nach der Fertigstellung jeder Schweißlage erfolgte die Begutachtung der WIG-Schweißgutproben auf Heißrisse durch eine Sichtprüfung sowie nach ihrer vollständigen Fertigstellung mittels einer Farbeindringprüfung. Die Ergebnisse dieser Prüfungen veranschaulicht das Bild 32. Die mit Argon und Ar / N<sub>2</sub>-haltigen Schutzgasen gefertigten Schweißgutproben des Schweißzusatzes SG-NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4649) unterschieden sich im Aussehen der Nahtoberflächen nur geringfügig. Charakteristisch für das Schweißen der hochwarmfesten Legierung ist jedoch die unabhängig vom Schutzgas auftretende Bildung hochschmelzender Partikel, deren Anteil mit steigender Lagenanzahl zunimmt.

Mittels Photoelektronenspektroskopie (ESCA) am Institut für Experimentelle Physik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg wurde die Zusammensetzung dieser Partikel bestimmt. Um einen Einfluss des Schweißgutes auf das Analyseergebnis auszuschließen, sind diese Partikel für die Analyse von der Schweißnaht entfernt worden. Es zeigte sich, dass solche, von der Schweißnaht entfernten Partikel, neben Sauerstoff hohe Anteile an Yttrium sowie in geringerem Maße Kohlenstoff und Aluminium aufwiesen (Tabelle 21). Da diese hochschmelzenden Oxide im Mehrlagenschweißgut eingeschlossen werden können, ist ihr Entfernen durch ein örtliches Beschleifen der Schweißraupen unbedingt erforderlich.

Tabelle 21: Ergebnisse der AES- und ESCA-Analysen von hochschmelzenden Partikeln auf den WIG-Schweißnähten

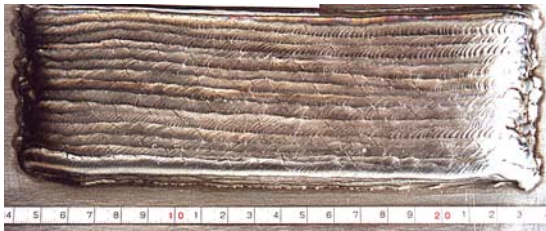
Chemisches Element	Konzentration [at.-%] *)
Sauerstoff	52,6
Aluminium	1,9
Yttrium	30,8
Kohlenstoff	14,4

\*) abzüglich 0,3 at.-% Probeneinbettung aus Indium

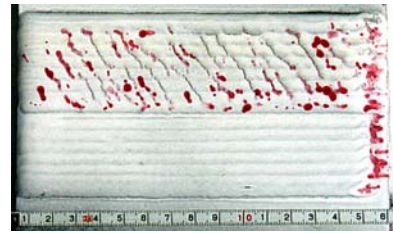
An allen mit den N<sub>2</sub>-haltigen Schutzgasen gefertigten Schweißgutproben sind durch die Sicht- und Farbeindringprüfungen keine Heißrisse nachgewiesen worden. Nur die Anwendung der Schutzgasgemische bestehend aus 100 % Argon und 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub> führte zur Rissbildung im Schweißgut. Bei der mit 100 % Ar gefertigten Schweißgutprobe traten diese Heißrisse bereits in der ersten Schweißlage vereinzelt als Querrisse auf, ab der zweiten Schweißlage dann sogar über die gesamte Probenbreite. Die Verwendung des Schutzgases 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub> führte in der ersten Schweißlage zunächst nur zur Ausbildung von Endkraterissen, ab der zweiten Schweißlage waren dann jedoch auch schweißraupenübergreifende Querrisse zu beobachten. Aufgrund dieser starken Rissbildung mussten die Schweißungen an beiden Proben abgebrochen werden, so dass für die nachfolgenden Prüfungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften kein Material zur Verfügung stand. Um jedoch zumindest Aussagen über das Gefüge, die Heißrissentstehung sowie die chemische Zusammensetzung dieser Proben zu erhalten, erfolgte unter dem Gesichtspunkt einer minimierten Rissbildung die Herstellung von kleineren Schweißgutblöcken in den Abmessungen (L x B x H) 120 x 30 x 20 mm ohne Verformungsbehinderung.

### Sichtprüfung

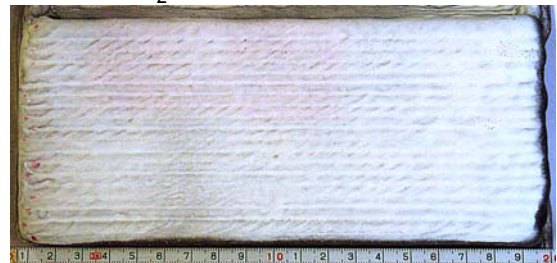
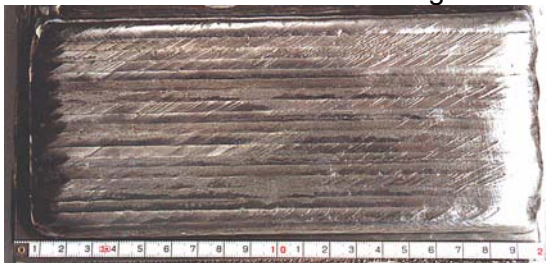
### Farbeindringprüfung



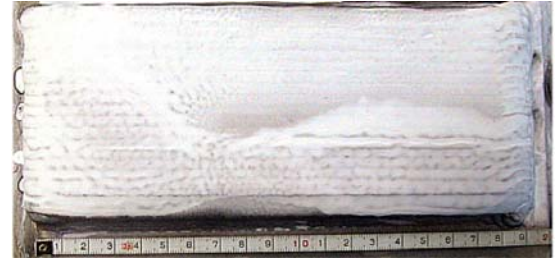
Referenzgas: 100 % Argon



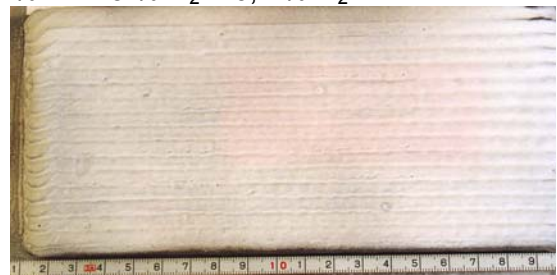
Schutzgas: 98 % Ar + 2 % H<sub>2</sub>



Schutzgas: 99 % Ar + 1 % H<sub>2</sub>



Schutzgas: 96,3 % Ar + 3 % N<sub>2</sub> + 0,7 % H<sub>2</sub>



Schutzgas: 95 % Ar + 5 % N<sub>2</sub>

Bild 32: Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfungen am Beispiel ausgewählter WIG-Schweißgutproben

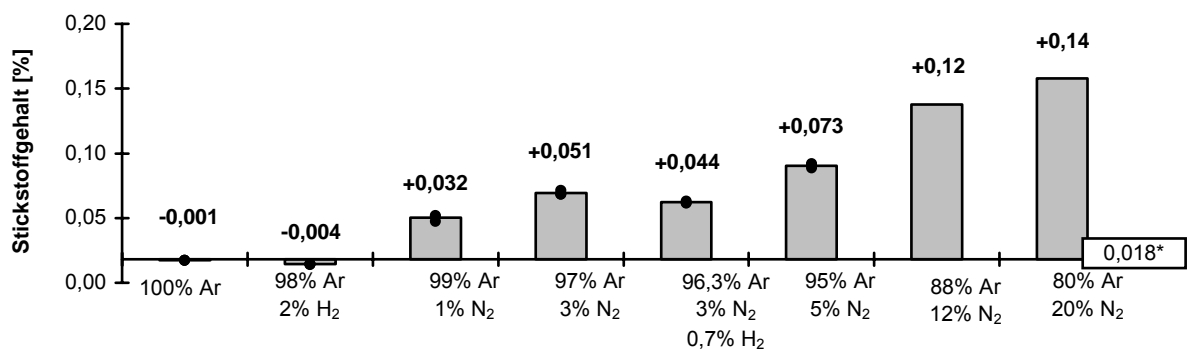
## 5.5.2.2 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung

### 5.5.2.2.1 Bestimmung des N<sub>2</sub>-Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung

Die Ermittlung der N<sub>2</sub>-Gehalte in den jeweiligen Schweißgutproben erfolgte mit Hilfe der Schmelzextraktion. Dazu wurden aus jedem Schweißgut zylinderförmige Proben mit einem Gewicht von ca. 0,5 g für mindestens 3 Analysen entnommen. Die Ergebnisse aus diesen Untersuchungen enthält die Tabelle 22. Im Bild 33 sind die in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch aufgetretenen Zu- und Abbrände von Stickstoff in den verschiedenen Schweißgutproben veranschaulicht.

Tabelle 22: Ergebnisse der Stickstoffmessung an den verschiedenen reinen WIG-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY

Schutzgas	N <sub>2</sub> -Gehalte im reinen WIG-Schweißgut [Gew.-%]			
	Analyse 1	Analyse 2	Analyse 3	Mittelwert
SG-NiCr25FeAlY	0,0183	0,0181	0,0186	<b>0,018</b>
100% Ar	0,0175	0,0173	0,0173	<b>0,017</b>
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	0,0144	0,0144	0,0139	<b>0,014</b>
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	0,0476	0,0517	0,0518	<b>0,050</b>
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	0,0713	0,0685	0,0684	<b>0,069</b>
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	0,0618	0,0616	0,0632	<b>0,062</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	0,0911	0,0918	0,0886	<b>0,091</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	0,1375	0,1386	0,1371	<b>0,138</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	0,1583	0,1582	0,1579	<b>0,158</b>



0,018\* - N<sub>2</sub>-Gehalt des Massivdrahtes SG-NiCr25FeAlY, Charge 57548

Bild 33: Schutzgaseinfluss auf das Zu- und Abbrandverhalten des Elementes Stickstoff in den reinen WIG-Schweißgutproben

Aus der Darstellung der Ergebnisse geht hervor, dass steigende N<sub>2</sub>-Gehalte in den verwendeten Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgasgemischen eine deutlich Zunahme des Stickstoffanteiles im Schweißgut bewirken. Während das unter 100 % Argon gefertigte Schweißgut einen N<sub>2</sub>-Gehalt von 0,017 % aufweist, wird durch eine Zumischung von nur 1 % N<sub>2</sub> zum Argon einen



N<sub>2</sub>-Anteil von 0,05 % im Schweißgut erreicht. Der Zusatz von Wasserstoff hat im Vergleich zu den Schweißgutproben, die mit gleichen Stickstoffgehalten im Schutzgas, jedoch wasserstofffrei, gefertigt worden sind, nur eine geringfügige Reduzierung der Stickstoffwerte zur Folge.

Anhand von Spektralanalysen wurden anschließend an den reinen Schweißgütern aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY die chemische Zusammensetzung der Schweißgutproben sowie eventuell aufgetretene Ab- und Zubrände von Legierungselementen in Abhängigkeit der genutzten Schutzgasmischungen bestimmt. An jeder Probe erfolgten 3 Abfunkungen verteilt über den Probenquerschnitt. Für die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung erfolgte eine Anpassung der Ni-Basisorientierung des Spektrometers an die chemische Zusammensetzung des untersuchten Schweißzusatzes. Neben den aufgeführten Elementen wäre auch die Messung der Elemente Y und Zr wichtig gewesen. Dies war mit der am Spektrometer vorhandenen Orientierung jedoch nicht möglich.

In der chemischen Zusammensetzung der mit den verschiedenen Schutzgasen gefertigten Schweißgutproben treten im Vergleich zum Schweißzusatz keine deutlichen Veränderungen auf (Tabelle 23). Auch bei Betrachtung der einzelnen Schweißgutproben untereinander sind keine prägnanten Unterschiede hinsichtlich der prozentualen Gehalte der einzelnen Elemente feststellbar. Wie aus dem Bild 34 hervorgeht, treten mit zunehmendem Stickstoffgehalt eine leichte Verringerung des C- und Mn-Gehaltes sowie eine geringe Zunahme des Ti-Gehaltes auf.

Tabelle 23: Einfluss verschiedener Schutzgase beim WIG-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY, Charge 57548

Draht/Schutzgas	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Al	Ti	Sonstige
SG-NiCr25FeAlY (FM 602 CA)	Rest	24,0 - 26,0	8,0 - 11,0	0,15 - 0,20	max. 0,1	max. 0,5	1,8 - 2,4	0,1 - 0,2	Y: 0,09 Zr: 0,08
Charge 57548; Ø 1,2 mm	62,13	25,45	9,35	0,200	0,100	0,040	2,30	0,140	Y : k. A. Zr : 0,08
100% Ar	<62,26	25,14	9,66	0,190	0,142	0,054	2,19	0,127	- *)
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	<62,14	24,39	9,42	0,210	0,137	0,053	2,29	0,135	-
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	<61,81	25,67	9,38	0,186	0,138	0,052	2,32	0,140	-
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	<62,32	25,56	9,23	0,179	0,088	0,049	2,23	0,121	-
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	<62,06	25,58	9,40	0,193	0,139	0,055	2,21	0,131	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	<61,91	25,72	9,41	0,179	0,134	0,062	2,23	0,133	-
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	<62,15	25,32	9,47	0,174	0,139	0,053	2,31	0,137	-
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	<62,31	25,21	9,46	0,181	0,121	0,052	2,28	0,136	-

\*) – Die Messung der Elemente Y und Zr war mit der am Spektrometer vorhandenen Orientierung nicht möglich.

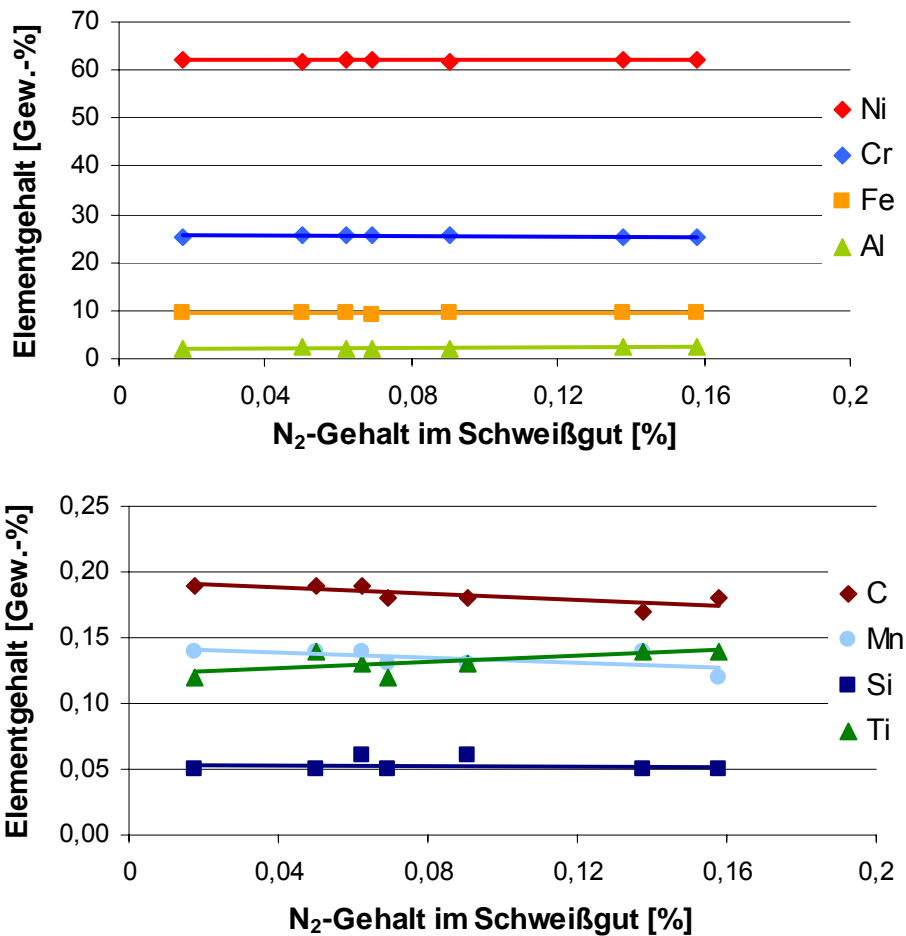


Bild 34: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner WIG-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

#### 5.5.2.2.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge

Die lichtmikroskopische Auswertung erfolgte zunächst im polierten und nachfolgend im geätzten Zustand an aus den WIG-Schweißgutblöcken entnommenen Querschliffen. Alle Makro- und Mikroaufnahmen wurden jeweils im oberen Drittel der zuletzt geschweißten Lagen aufgenommen, um den Einfluss der ständigen Wiedererwärmung und Abkühlung sowie der Vermischung in den unteren Schweißlagen auszuschließen.

Alle Proben wiesen im polierten ungeätzten Zustand feine runde bzw. eckige und teilweise farblich unterschiedliche Einschlüsse (Matrixpartikel) auf. Unter Nutzung der Bildanalyse wurde deshalb eine Messung sowohl der Anzahl dieser Einschlüsse als auch ihres prozentualen Anteils durchgeführt, deren Ergebnisse in der Tabelle 24 dargestellt sind.



Tabelle 24: Messung der Einschlüsse an ausgewählten WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

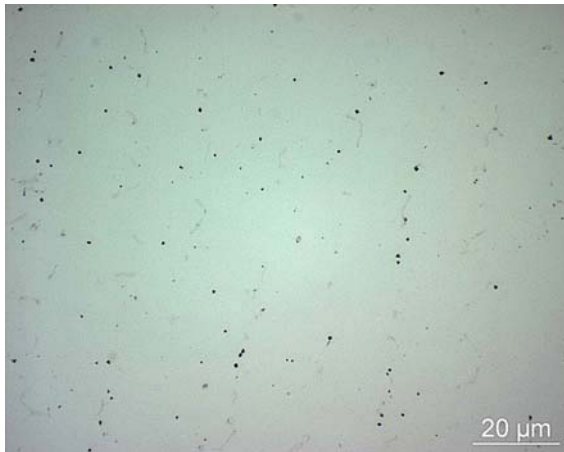
<b>Schutzgas</b>	<b>Anteil der Einschlüsse [%]</b>	<b>Anzahl der Einschlüsse [Stück]</b>
100% Ar	0,16	595
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	0,17	514
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	0,22	948
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	0,24	572
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	0,30	645

Durch die Messung wurde ermittelt, dass der Anteil der Einschlüsse bei den mit Argon und 98 % Ar / 2 % H<sub>2</sub> geschweißten Proben gegenüber den mit Stickstoffzugaben hergestellten Schweißgütern eindeutig geringer ist. Auch die Höhe des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schutzgas scheint darauf einen Einfluss auszuüben, da sich der Anteil der Einschlüsse mit zunehmendem N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas, wenn auch nur in geringem Maße, erhöht.

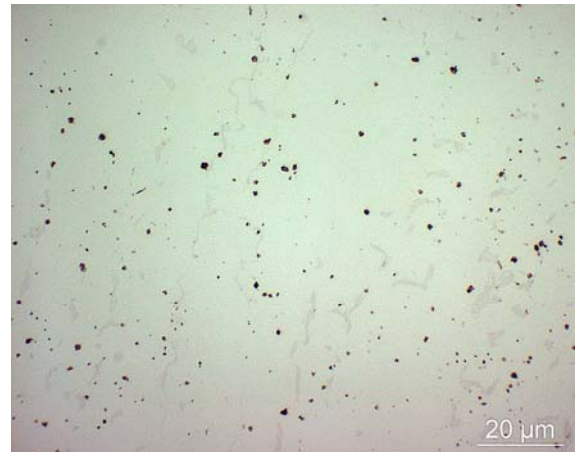
Nicht ganz so eindeutig verhält es sich mit der Anzahl der gemessenen Einschlüsse. Zwar gibt es erkennbare Unterschiede zwischen dem Ar-Schweißgut und dem Ar / N<sub>2</sub>-Schweißgütern. Innerhalb der Ar / N<sub>2</sub>-Gruppe variiert die Anzahl der Einschlüsse jedoch sehr. So ist ersichtlich, dass in der Probe 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> zwar die meisten Einschlüsse vorliegen, sie aufgrund des gemessenen Flächenanteils jedoch kleinere Abmessungen besitzen müssen. Demgegenüber sind die Einschlüsse im mit 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> gefertigten Schweißgut in geringerer Anzahl bei zugleich größeren Abmessungen vorhanden.

Die Größe der Einschlüsse wurde nicht gemessen, da diese Einschlüsse an sich sehr klein sind. Bild 35 zeigt diese Einschlüsse an ausgewählten Schweißgutproben im polierten Zustand.

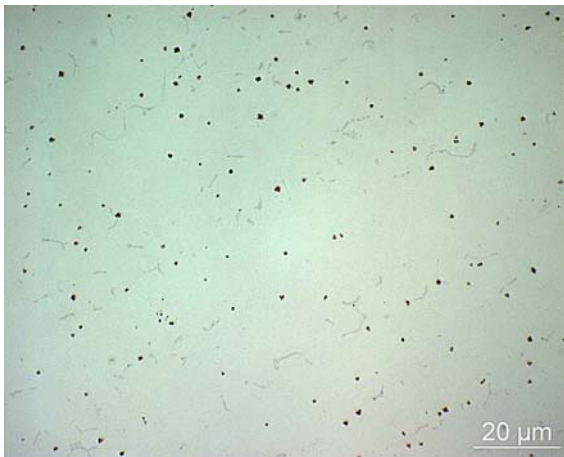
An den polierten Querschliffen erfolgte auch die Bewertung der Schweißgutproben hinsichtlich auftretender Schweißnahtunregelmäßigkeiten (Risse, Poren, Lagenbindefehler). Die lichtmikroskopischen Untersuchungen an den Mikrogefügen aller WIG-Schweißgüter zeigten keine Poren. Das Schweißgut der unter reinem Argon hergestellten Probe wies erwartungsgemäß Risse auf. Bei der Probe, die mit 1 % N<sub>2</sub>-Zusatz im Schutzgas geschweißt wurde, waren jedoch vereinzelte Mikroheißrisse im Gefüge der 5. Lage zu erkennen. Ab 3 % N<sub>2</sub>-Zumischung zum Argon waren im Schweißgutmikrogefüge keine Mikrorisse nachweisbar.



100 % Argon



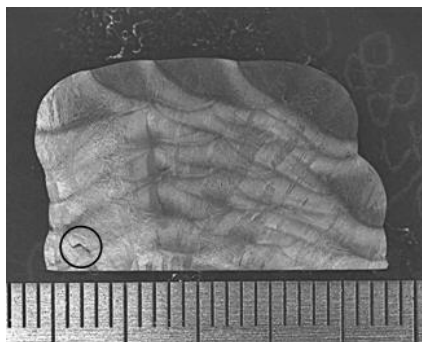
95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>



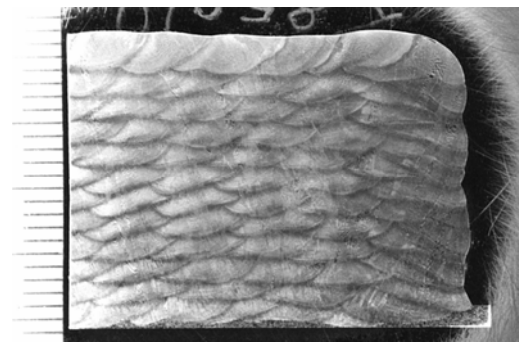
80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>

Bild 35: Beispiele für Einschlüsse im polierten Mikrogefüge (Querschliff) an verschiedenen reinen WIG-Schweißgutproben

Das Bild 36 zeigt an zwei Beispielen die Ausbildung der Makrogefüge reiner WIG-Schweißgutproben. Der Querschliff der mit dem Schutzgas 100 % Argon gefertigten Schweißgutprobe ist gegenüber der anderen abgebildeten Schweißgutprobe etwas kleiner, da diese Probe aus dem kleineren Schweißgutblock der Abmessung (L x B x H) 120 x 30 x 20 mm entnommen wurde.



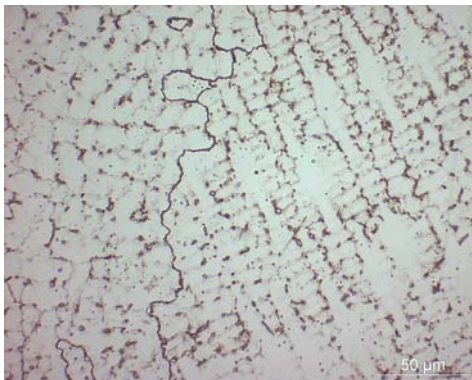
100 % Argon  
schwarz umrandet: Riss im Schweißgut



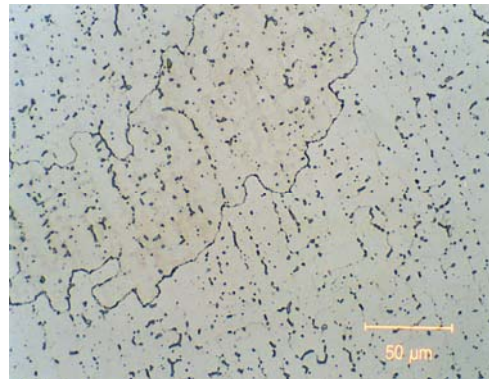
95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>

Bild 36: Ausgewählte Makrogefüge der mit verschiedenen Schutzgasgemischen hergestellten reinen WIG-Schweißgutproben (Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung)

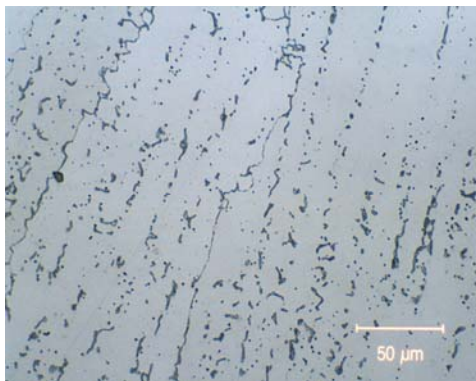
Für die Bewertung des Mikrogefüges der Schweißgutproben wurden die Querschliffe mit einer abgeänderten Adlerätzung angeätzt, Bild 37. Die lichtmikroskopische Gegenüberstellung der verschiedenen stickstoffhaltigen Gefüge ließ jedoch keine signifikanten Unterschiede erkennen.



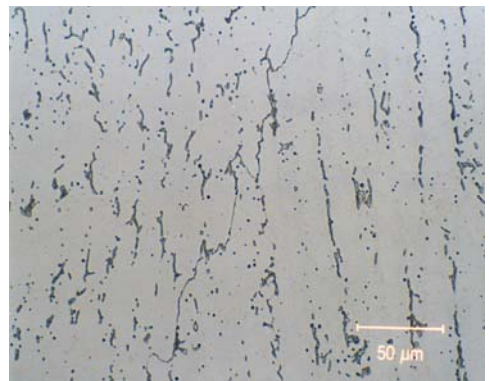
100 % Argon



99 % Ar / 1 % N<sub>2</sub>



96,3 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> / 0,7 % H<sub>2</sub>



95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>



80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>

Bild 37: Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen an Mikrogefügen reiner WIG-Schweißgutproben (Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung)

Zusammenfassend ist festzustellen, dass zunehmende Stickstoffgehalte im Schutzgas zu einer deutlichen Erhöhung des N<sub>2</sub>-Anteiles im Schweißgut führen. Ab 12% Stickstoffgehalt im Schutzgas nimmt der N<sub>2</sub>-Gehalt im reinen Schweißgut jedoch nicht mehr so stark zu wie bei den Schweißgütern, die unter 1 bis 5 % N<sub>2</sub>-Zumischung zum Schutzgas gefertigt wurden. Das maximale Lösungsvermögen ist offensichtlich bei 20 % N<sub>2</sub>-Zumischung zum Argon erreicht. Bei der chemischen Zusammensetzung des reinen Schweißgutes können hingegen

keine merklichen Veränderungen bei zunehmenden Stickstoffanteilen im Schutzgas aufgezeigt werden. Der prozentuale Gehalt der verschiedenen Elemente bleibt nahezu unverändert. Auch auf die Gefügeausbildung nehmen zunehmende N<sub>2</sub>-Anteile im Schweißgut offensichtlich keinen Einfluss. Ein Zusammenhang hingegen besteht zwischen dem N<sub>2</sub>-Gehalt im Schweißgut und den auftretenden Einschlüssen im Matrixgefüge. Zunehmende Stickstoffwerte führen zu einer Erhöhung des prozentualen Anteils dieser Einschlüsse bei gleichzeitiger Verringerung ihrer Abmessungen. Wesentlich erscheint deshalb die Klärung der Art dieser Einschlüsse im Schweißgut, die in einem nachfolgenden Untersuchungsschritt erfolgen soll.

### 5.5.2.3 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften

#### 5.5.2.3.1 Zugversuche

Für die Durchführung der Zugversuche sind aus jeder Schweißgutprobe 3 Rundzugproben der Probenform D nach DIN EN 10002-1 [143] entnommen worden (Tabelle 25). Die Entnahme dieser Proben erfolgte so, dass ihre Längsachse in Schweißrichtung lag. Mit dem Zugversuch wurden die Zugfestigkeit R<sub>m</sub>, die 1,0 %-Dehngrenze R<sub>p1,0</sub> und die 0,2 %-Dehngrenze R<sub>p0,2</sub> sowie die Bruchdehnung A<sub>5</sub> bestimmt.

Tabelle 25: Abmessungen der Zugproben für den Zugversuch nach DIN EN 10002-1 an reinen WIG-Schweißgutproben

Proben-durchmesser	Anfangs-messlänge	Kopf-durchmesser	Kopfhöhe	Versuchs-länge	Gesamtlänge
8 mm	40 mm	M 12	10 mm	48 mm	75 mm

Die Ergebnisse des Zugversuches zeigen, dass alle WIG-Schweißgutproben mit ihren Zugfestigkeits- und Dehngrenzwerten die gestellten Mindestanforderungen des Zusatzwerkstoffherstellers an das reine Schweißgut von SG-NiCr25FeAlY weit übertreffen (Tabelle 26, Bild A 12). Als wichtiges Kriterium zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften erwies sich die A<sub>5</sub>-Bruchdehnung. Durch eine N<sub>2</sub>-Zumischung von 3 % zum Argon wurden die höchsten Bruchdehnungswerte mit 25 % erreicht. Diese Bruchdehnung entspricht genau dem vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderten Mindestwert von 25 %. Die geringste Bruchdehnung bewirkte die Verwendung des Schutzgasgemisches 99 % Ar / 1 % N<sub>2</sub>. verdeutlicht, dass zunehmende N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas und damit zunehmende Stickstoffanteile im Schweißgut die Zugfestigkeitswerte, wenn auch nur in geringem Maße, erhöhen. Die Dehngrenzen hingegen zeigen keinen eindeutigen Trend und bleiben auch mit höheren Stickstoffwerten annähernd unverändert (Bild 38).

Tabelle 26: Darstellung der Festigkeitswerte reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgas

Schutzgas	Probe	s <sub>o</sub> [mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p0,2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p1,0</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	A <sub>5</sub> [%]	Aussehen der Bruchfläche (Unregelmäßigkeiten)
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	1	50,77	587	636	806	16,1	keine
	2	51,02	575	627	782	11,9	keine
	3	51,28	581	637	802	13,9	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>581</b>	<b>633</b>	<b>797</b>	<b>14,0</b>	-
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	1	50,64	570	612	815	28,0	keine
	2	50,54	567	611	811	24,3	keine
	3	50,52	559	606	828	23,5	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>565</b>	<b>610</b>	<b>818</b>	<b>25,5</b>	-
Rest Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	1	51,02	-*)	-*)	838	20,8	keine
	2	50,90	581	637	841	18,3	keine
	3	51,02	586	637	829	20,3	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>584</b>	<b>637</b>	<b>836</b>	<b>20,0</b>	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1	50,77	581	627	824	24,8	keine
	2	51,02	571	610	811	22,2	keine
	3	50,77	586	635	841	21,6	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>579</b>	<b>624</b>	<b>825</b>	<b>23,0</b>	-

\*) Dehngrenzen aufgrund eines technischen Defektes am Dehnungsmesser nicht ermittelbar

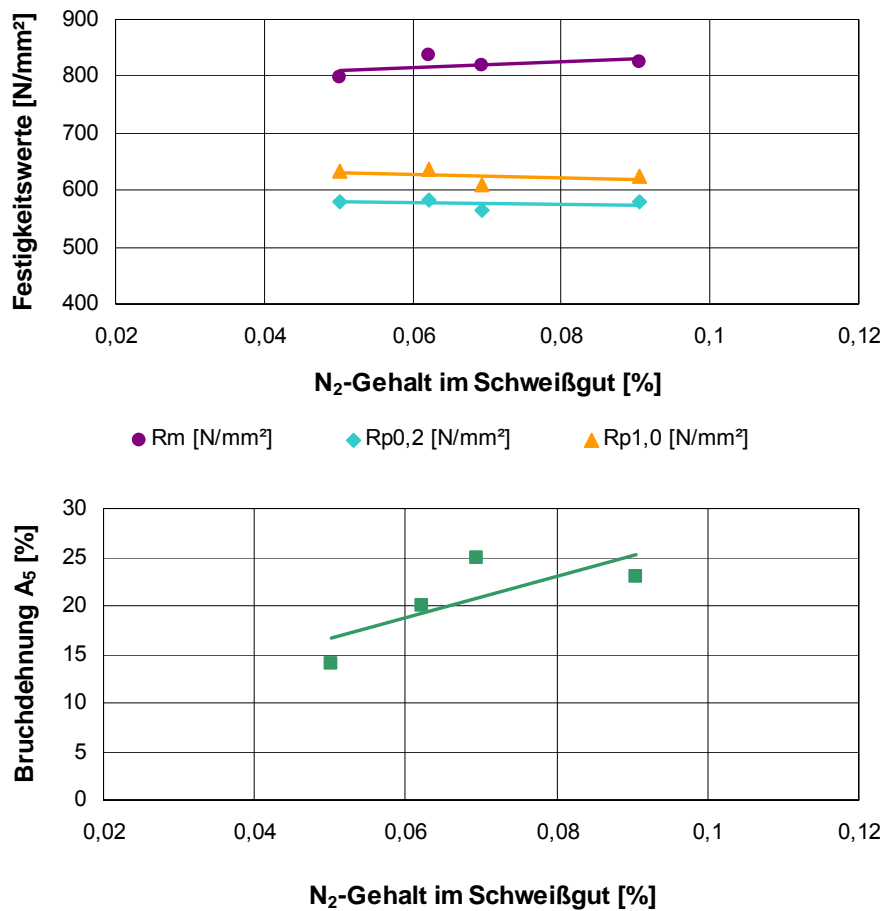


Bild 38: Festigkeitswerte reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

#### 5.5.2.3.2 Kerbschlagbiegeversuche

Für die Ermittlung der Kerbschlagarbeit  $A_V$  und der Kerbschlagzähigkeit  $K_C$  durch den Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN 10045-1 [144] sind aus jedem Schweißgut ebenfalls 3 Versuchsstücke entnommen und als Charpy-VWT-Probe vorbereitet worden (Tabelle 27).

Tabelle 27: Probenabmessungen der Kerbschlagproben aus reinen WIG-Schweißgutproben

Probenlänge	Probenhöhe	Probenbreite	Kerbwinkel	Höhe im Kerbgrund	Kerbradius
55 mm	10 mm	10 mm	45 °	8 mm	0,25 mm

Nach der mechanischen Probenfertigung wurden zur Berechnung der Kerbschlagzähigkeit die realen Querschnitte der Kerbschlagproben zugrunde gelegt. Die Bestimmung der dafür notwendigen Probenbreite und -höhe erfolgte mit der Bügelmessschraube sowie am Bildanalysesystem.

In Tabelle 28 und im Bild A 13 sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zusammengefasst bzw. grafisch veranschaulicht. Es ist erkennbar, dass die ermittelten Kerbschlagarbeiten innerhalb einer Probe ziemlich großen Schwankungen unterliegen sind.

Diese Streuungen sind größer als die Unterschiede zwischen den für die einzelnen Schutzgasgemische vorliegenden Mittelwerte der Kerbschlagarbeiten und -zähigkeiten. Die vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderte Mindestkerbschlagzähigkeit von 80 J/cm<sup>2</sup> erreichen lediglich die mit 3 und 5 % N<sub>2</sub>-Zumischung geschweißten Proben, während die mit 1 % N<sub>2</sub>- bzw. 0,7 % H<sub>2</sub>-Zugabe hergestellten Schweißgüter knapp unterhalb von diesem Wert liegen.

Tabelle 28: Resultate der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen WIG-Schweißgutproben

Schutzgas	Probe	A <sub>v</sub> [J]	K <sub>c</sub> [J/cm <sup>2</sup> ]	Bemerkungen
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	1	54	71	-
	2	69	90	Bindefehler
	3	61	67	-
	<b>Mw</b>	<b>58</b>	<b>76</b>	-
Rest Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	1	62	77	-
	2	66	85	-
	3	57	72	-
	<b>Mw</b>	<b>62</b>	<b>78</b>	-
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	1	65	87	-
	2	76	100	-
	3	54	72	-
	<b>Mw</b>	<b>65</b>	<b>86</b>	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1	70	93	-
	2	59	78	-
	3	55	74	-
	<b>Mw</b>	<b>62</b>	<b>82</b>	-

Die ermittelten Kerbschlagarbeiten der Schweißgüter spiegeln die Ergebnisse des Zugversuches im Hinblick auf die Bruchdehnung wieder (Bild 39).

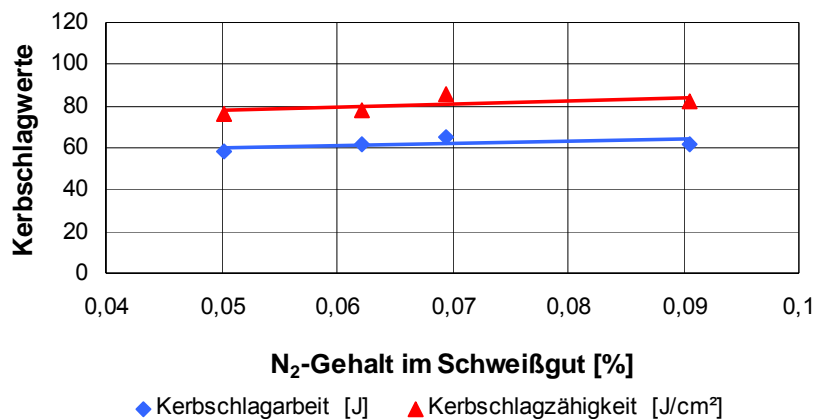


Bild 39: Veranschaulichung des Zusammenhanges zwischen dem N<sub>2</sub>-Gehalt im Schweißgut und den Kerbschlagwerten reiner WIG-Schweißgutproben (Linien: lineare Trendlinien)



### 5.5.2.2.3 Härtemessungen

Ein weiterer Untersuchungsabschnitt beinhaltete die Ermittlung und den Vergleich der Kleinlasthärte (HV 1) der mit den verschiedenen Schutzgasgemischen hergestellten reinen WIG-Schweißgutproben. Die Anordnung der Messreihen veranschaulicht das Bild 40.

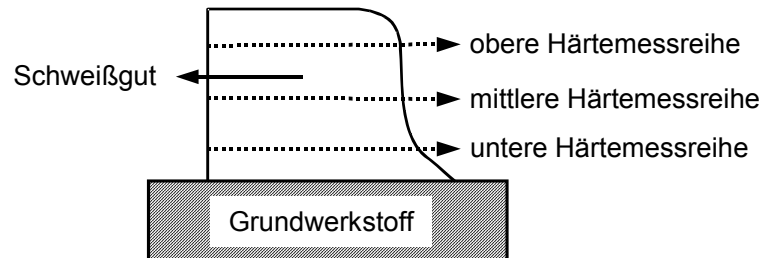


Bild 40: Anordnung der Härtemessreihen an den Querschliffen der WIG-Schweißgutproben  
Die Ergebnisse der Härtemessung, die in der Tabelle 29 und im Bild A 14 dokumentiert sind, lassen verschiedene Abhängigkeiten erkennen. Zunächst einmal unterscheiden sich die mittleren Härtewerte in Abhängigkeit von der Schweißlage. Die unteren Schweißlagen weisen infolge der ständigen Wiedererwärmung und Abkühlung während ihrer Herstellung im Durchschnitt meistens höhere Härtewerte als die zuletzt geschweißten oberen Lagen auf. Diese Tendenz ist bei fast allen Schweißgutproben offensichtlich. Weiterhin ist aber auch zu verzeichnen, dass die mittleren Härtewerte der mit 100 % Argon gefertigten Schweißgutprobe in der unteren, mittleren und oberen Probenlage geringer sind gegenüber den mit stickstoffhaltigen Schutzgasen gefertigten Schweißgutproben. Bildet man von allen pro Schweißgutprobe gemessenen Härtewerten die Minimal-, Maximal- und Mittelwerte so zeigt sich auch, dass Wasserstoffzugaben zum Basisgas offensichtlich zu einer leichten Härteabnahme führen.

Wie das Bild 41 verdeutlicht, führen Stickstoffgehalte von etwa 0,05 bis 0,1 % zunächst zu einem leichten Anstieg der Härtewerte. Bei höheren N<sub>2</sub>-Anteilen im Schweißgut verringert sich die Schweißguthärte jedoch wieder.

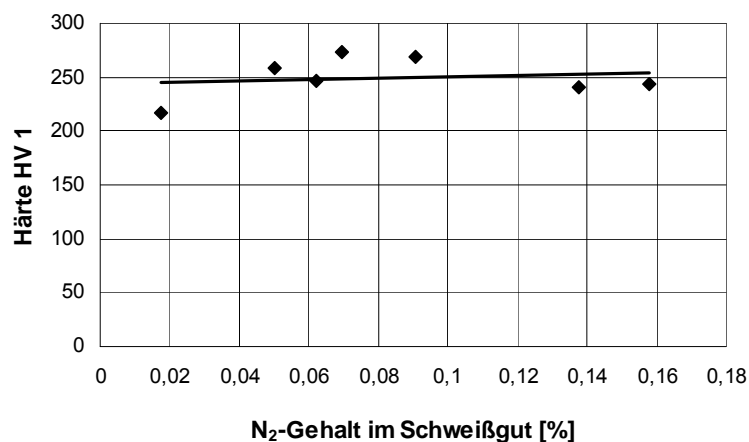


Bild 41: Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner WIG-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (schwarze Linie: lineare Trendlinie)



Tabelle 29: Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgasgemisch

Schutzgas	Kleinlasthärte HV 1			
	Wert	obere Probenlage	mittlere Probenlage	untere Probenlage
100% Ar	Min.	191	202	193
	Max.	252	359	288
	<b>Mw</b>	<b>217</b>	<b>225</b>	<b>236</b>
98% Ar / 2% H <sub>2</sub>	Min.	183	195	239
	Max.	234	235	271
	<b>Mw</b>	<b>200</b>	<b>213</b>	<b>252</b>
99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	Min.	230	250	262
	Max.	317	293	307
	<b>Mw</b>	<b>258</b>	<b>267</b>	<b>274</b>
97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	Min.	243	265	251
	Max.	293	307	327
	<b>Mw</b>	<b>273</b>	<b>290</b>	<b>282</b>
Rest Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	Min.	210	234	242
	Max.	287	203	301
	<b>Mw</b>	<b>246</b>	<b>257</b>	<b>260</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	Min.	253	257	243
	Max.	294	293	293
	<b>Mw</b>	<b>269</b>	<b>276</b>	<b>269</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	Min.	219	258	249
	Max.	270	298	301
	<b>Mw</b>	<b>241</b>	<b>274</b>	<b>283</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	Min.	226	262	265
	Max.	280	310	312
	<b>Mw</b>	<b>244</b>	<b>281</b>	<b>287</b>

Aus den dargestellten Ergebnissen ist abzuleiten, dass Stickstoffzusätze im Schutzgas im Gegensatz zum Heißrissverhalten keinen signifikanten Einfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften von reinen WIG-Schweißgütern aus der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY haben. Die durch den Zugversuch ermittelten Zugfestigkeitswerte erhöhen sich mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Anteilen nur in geringem Maße. Zwischen steigenden Stickstoffgehalten im WIG-Schweißgut und den Dehngrenzen sowie Zähigkeitswerten kann hingegen kein deutlicher Zusammenhang bestätigt werden. Die besten Ergebnisse hinsichtlich der mechanisch-technologischen Eigenschaften des reinen WIG-Schweißgutes wurden unter Verwendung der Schutzgase 97 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> und 96,3 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> / 0,7 % H<sub>2</sub> erreicht. Bei der Probe, die mit 1 % N<sub>2</sub>-Zusatz im Schutzgas geschweißt wurde, dürften die

vereinzelt Mikroheirisse im Schweißgutgefüge der 5. Lage der Auslöser für die schlechteren mechanisch-technologischen Eigenschaften (Bruchdehnung, Kerbschlagarbeit) gewesen sein. Den Ergebnissen ist weiterhin zu entnehmen, dass sowohl die im Schweißgut von SG-NiCr25FeAlY vorliegenden Primärkarbide als auch die Stickstoffgehalte im Schweißgut einen nachweislichen Einfluss auf die Schweiguthrte ausüben.

#### 5.5.2.4 Differential-Thermo-Analysen

Mit der Differential-Thermo-Analyse (DTA) sind nach [145] physikalische oder chemische Vorgänge erfassbar, die mit einem Wärmeeffekt verbunden sind. Bei diesem Verfahren werden die Probe und die Referenzprobe einem Temperaturprogramm unterworfen, um ihr thermisches Verhalten zu bestimmen. Die bei einem Temperaturprogramm (z. B. Aufheizen) auftretenden unterschiedlichen Wrmeestrme führen zu Temperaturdifferenzen ( $\Delta T$ ) (Probentemperatur – Referenztemperatur), die als Funktion der Temperatur  $T$  oder der Zeit  $t$  messbar sind. Alle DTA-Messdaten werden in einer Kurve dargestellt, in der die Wärme­stromdifferenz oder die dieser zugeordnete Temperaturdifferenz gegen die Temperatur oder die Zeit aufgetragen ist (Bild 42). Die Temperatur  $T_{SA}$  (SA – Schmelzanfang) zeigt den Beginn der Phasenumwandlung an und die Temperatur  $T_{SE}$  (SE – Schmelzende) kennzeichnet das Ende der Phasenumwandlung. Für die Bestimmung der Temperaturdifferenz  $\Delta T$  sind diese Temperaturen nach [146] jedoch ungeeignet, da ihre Erkennbarkeit subjektiven Schwankungen unterworfen ist. Aus Gründen der Reproduzierbarkeit werden für die Bestimmung des Erstarrungsbereiches deshalb die extrapolierten Temperaturen  $T_{ONSET/SA}$  und  $T_{OFFSET/SE}$  herangezogen.  $T_{ONSET/SA}$  charakterisiert hierbei die extrapolierte Phasen­anfangstemperatur (Beginn der Umwandlung). Sie ermittelt sich als Schnittpunkt zwischen der Verlängerung der Basislinie mit der an die fallende Flanke des Kurvenverlaufs angelegten Tangente. Analoges gilt für die Temperatur  $T_{OFFSET/SE}$ , die extrapolierte Phasen­endtemperatur (Ende der Umwandlung) anzeigt.

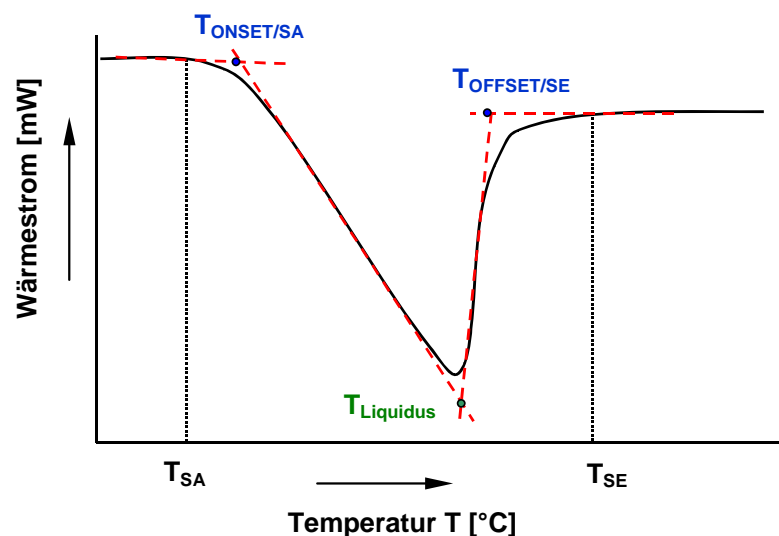


Bild 42: Darstellung charakteristischer Temperaturen in einer DTA-Kurve [145; 147]

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit dienen die realisierten thermoanalytischen Messungen mittels DTA zur Charakterisierung des thermischen Verhaltens der mit verschiedenen Schutzgasgemischen geschweißten WIG-Schweißgutproben auf Basis der ermittelten Schmelzbereiche sowie Phasenänderungen während des Aufheizens. Ausgehend von den erhaltenen T- $\Delta T$ -Kurven sind von jeder Schweißgutprobe die Temperaturen  $T_{\text{ONSET/SA}}$  und  $T_{\text{OFFSET/SE}}$  ermittelt und daraus die Erstarrungsbereiche berechnet worden, um prinzipielle Aussagen über das Heißrissverhalten zu ermöglichen. Für diese Analysen sind aus jeder Schweißgutprobe 3 zylindrische Prüfstücke mit einer Höhe von 3 mm und einem Durchmesser von 3,5 mm entnommen und durch kontrolliertes Erhitzen in den schmelzflüssigen Zustand überführt worden.

Die ermittelten  $\Delta T$ -T-Kurven der verschiedenen Schweißgutproben und des Grundwerkstoffes NiCr25FeAlY im Temperaturbereich zwischen 1300 und 1400 °C sind im Bild 43 dargestellt. Den Erstarrungsbeginn und das -ende verdeutlicht ein Knick im jeweiligen Kurvenverlauf. Zwischen Erstarrungsbeginn und -ende bilden sich zusätzlich weitere Haltepunkte aus, die auf Ausscheidungsvorgänge hinweisen. Beim Grundwerkstoff NiCr25FeAlY liegt ein Haltepunkt zwischen ca. 1331 und 1336 °C. Bei den reinen Schweißgütern zeigen sich ebenfalls Haltepunkte, hier jedoch pro Probe 2 Haltepunkte, die kurz hintereinander bei etwas niedrigeren Temperaturen auftreten. Der zweite Haltepunkt ist bei den mit Stickstoffzugabe gefertigten reinen Schweißgütern stärker ausgeprägt als bei der mit Argon geschweißten Probe.

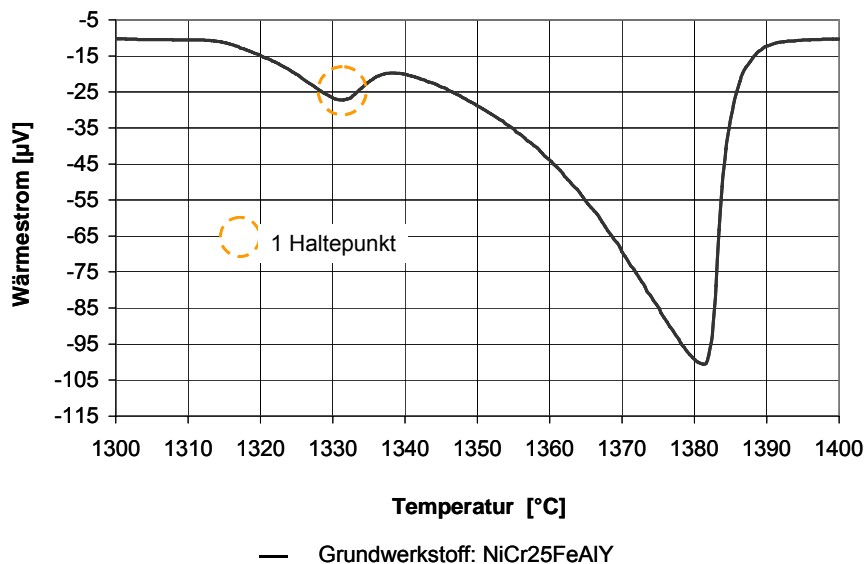
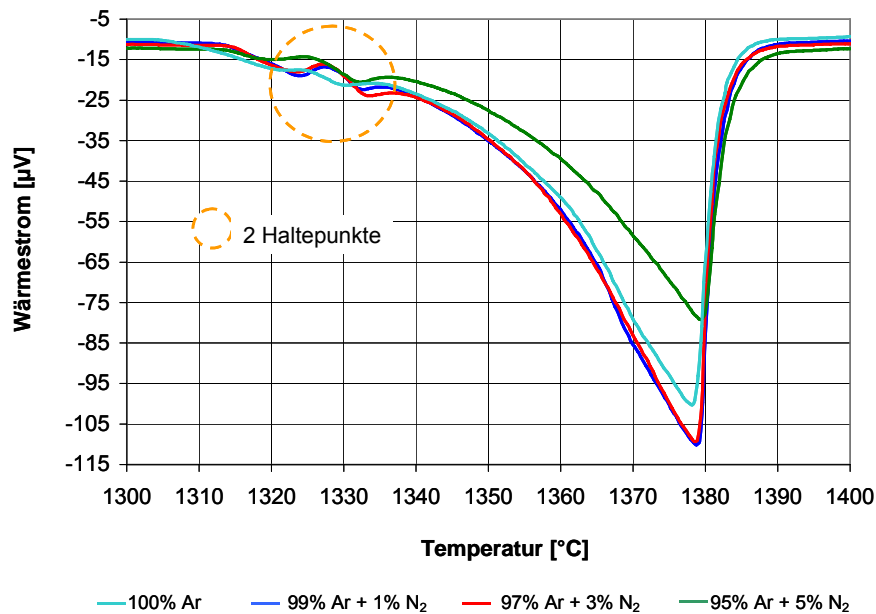


Bild 43: Darstellung des Aufheizverhaltens reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

Fortsetzung Bild 43



In Tabelle 30 sind die Ergebnisse der rechnerisch ermittelten Erstarrungsbereiche zusammengefasst.

Tabelle 30: Ergebnisse der DTA-Messungen zur Beurteilung des Schmelzverhaltens reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schutzgas

Werkstoff / Schutzgas	T <sub>ONSET/SA</sub> [°C]	T <sub>OFFSET/SE</sub> [°C]	Erstarrungsbereich T <sub>OFFSET/SE</sub> -T <sub>ONSET/SA</sub> [K]
Grundwerkstoff NiCr25FeAlY	1353	1386	33
Schweißgut / 100% Ar	1347	1382	35
Schweißgut / 99% Ar / 1% N <sub>2</sub>	1343	1381	38
Schweißgut / 97% Ar / 3% N <sub>2</sub>	1352	1379	27
Schweißgut / Rest Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	1352	1382	30
Schweißgut / 95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1354	1383	29

Aus den Ergebnissen lässt sich ableiten, dass die Erstarrungsbereiche ab 3 %-N<sub>2</sub>-Gehalt im Schutzgas etwas kleiner sind als der Erstarrungsbereich der unter Argon hergestellten Schweißgutprobe. Zwar sind diese Unterschiede in den Erstarrungsbereichen nicht signifikant, können sich aber dennoch günstig auf die Minimierung von Heißrissen auswirken.

## **5.6 Charakterisierung unterschiedlicher N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY**

Auch der PVR-Test durch MSG-Impulslichtbogenschweißen von Auftragraupen zeigte, dass höhere N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas allein sowie in Verbindung mit He- und CO<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas eine Verringerung der Heißrissensibilität des Zusatzwerkstoffes SG-NiCr25FeAlY in Kombination mit dem Grundwerkstoff NiCr25FeAlY bewirken. Durch die nachfolgenden Untersuchungen sollte nun die Frage geklärt werden, ob die im PVR-Test geprüften Schutzgasmischungen auch die mechanisch-technologischen Eigenschaften von MSG-Impulslichtbogenschweißungen dieser Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombination beeinflussen.

### **5.6.1 Durchführung der Schweißversuche**

Zur Beurteilung des Einflusses unterschiedlicher N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf die:

- chemische Zusammensetzung,
- Mikrogefügestruktur,
- mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Raumtemperatur und
- inneren Nahtimperfectionen

beim MSG-Impulslichtbogenschweißen sind reine Schweißgutproben hergestellt worden. Die vollmechanisiert ausgeführten Schweißungen unter Verwendung des Schweißzusatzes SG-NiCr25FeAlY erfolgten auf artgleichen Grundwerkstoffblechen der Stärke 16 mm. Für die Fertigung dieser Schweißgutproben kamen folgende bereits in der Tabelle 8 genannten Schutzgasmischungen zum Einsatz:

- Argon 4.6 (Referenzgas),
- Rest Ar / 0,7 % H<sub>2</sub> / 3 % N<sub>2</sub>,
- Rest Ar / 5...20 % N<sub>2</sub>,
- Rest Ar / 5...20 % N<sub>2</sub>/ 5 % He sowie
- Rest Ar / 5...20 % N<sub>2</sub>/ 5 % He / 0,05 bzw. 0,5 % CO<sub>2</sub>.

Die Randbedingungen beim MSG-Impulslichtbogenschweißen (Schweißposition, Probenabmessungen und -vorbereitung, Einspannungszustand, Einzelraupen- und Zwischenlagentemperaturen) entsprachen denen der WIG-Schweißungen. Jedoch wurden nach jeder Schweißlage die sich beim MSG-Schweißen flächig ausbildenden hochschmelzenden Partikel auf der Schweißnaht durch Beschleifen entfernt und die Oberfläche der Schweißnaht anschließend gereinigt. Dies ist bei der hochwarmfesten Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY von grundlegender Wichtigkeit, da sonst mit zunehmender Lagenzahl auch die Prozessstabilität instabil wird und dies erfahrungsgemäß zu Bindefehlern und Einschlüssen führt.

Die Schweißparameter für die Fertigung der Schweißgutproben wurden in einem Schweißprotokoll im Anhang den Tabellen A 11 und A 12 zusammengefasst. Während beim WIG-Schweißen ca. 10-13 Lagen zum Erreichen der geforderten Schweißgutblockhöhe von 20 mm notwendig waren, benötigte man beim MSG-Impulslichtbogenschweißen nur 7-10 Lagen. Die entstehende Lagenzahl stand hierbei im engen Zusammenhang mit dem

verwendeten Schutzgasgemisch, welches eine entsprechende Anpassung der Impulsschweißparameter erforderte.

Die aus den MSG-Schweißgütern entnommenen Prüfproben entsprachen ebenfalls denen der WIG-Schweißgüter.

Wie auch beim WIG-Schweißen führte der Einsatz des Schutzgases 100 % Argon auch beim MSGp-Schweißen bereits in der zweiten Schweißlage zu starker Heißrissbildung, so dass aus diesem Schweißgutblock kein Material für die Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften entnommen werden konnte. Analog den WIG-Auftragsschweißungen erfolgte auch hier unter dem Gesichtspunkt einer minimierten Rissbildung die Herstellung von kleineren Schweißgutblöcken in den Abmessungen (L x B x H) 120 x 30 x 20 mm ohne Verformungsbehinderung.

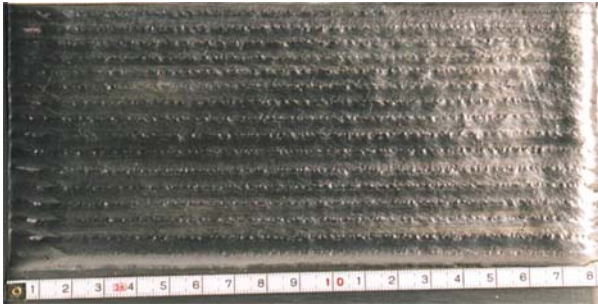
## **5.6.2 Versuchsergebnisse**

### **5.6.2.1 Sicht- und Farbeindringprüfung**

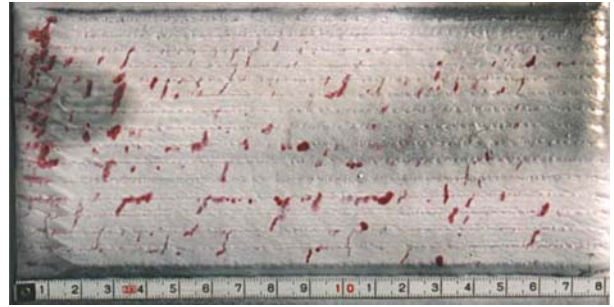
Während des Herstellens der Schweißgutproben wurde jede Schweißlage einer visuellen Überprüfung auf Oberflächenrisse unterzogen. Zur Bewertung der Heißrissigkeit erfolgte an den fertigen Schweißungen eine Farbeindringprüfung. Die Ergebnisse beider Prüfungen veranschaulicht das Bild 44. Mit Ausnahme der unter 100 % Argon gefertigten Probe waren an den weiteren Schweißgutproben weder durch die Sicht- noch durch die Farbeindringprüfung Heißrisse nachzuweisen.

Wie schon bei den WIG-Schweißgutproben traten ebenfalls auf den Nahtoberflächen der MSGp-Schweißungen Ablagerungen hochschmelzender Partikel auf. Im Gegensatz zu den WIG-Schweißnähten waren diese Ablagerungen jedoch mehr flächenmäßig ausgebildet. Ein Zusammenhang zwischen dem Stickstoffanteil im Schutzgas und der Bildung der hochschmelzenden Partikel ließ sich nicht ermitteln. Jedoch ist anzumerken, dass die unter reinem Argon sowie unter Rest Ar / 0,7 % H<sub>2</sub> / 3 % N<sub>2</sub> gefertigten Schweißnahtoberflächen ein vergleichsweise glatteres und sauberes Aussehen besaßen. Zunehmende Stickstoffanteile in den 2-, 3- und 4-Komponenten-Schutzgasen verschlechterten das Nahtaussehen, da diese Oberflächen eine rauere und stärker gerippt Struktur aufwiesen. Bei 20 % N<sub>2</sub>-Zugabe zum Argon wurde das schlechteste Nahtaussehen registriert.

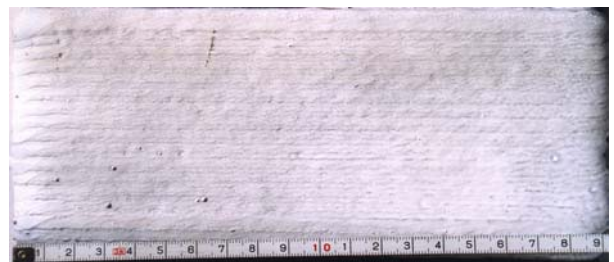
### Sichtprüfung



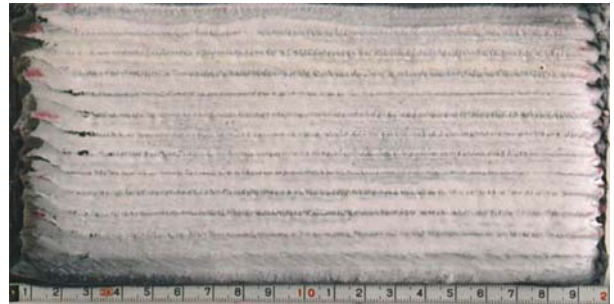
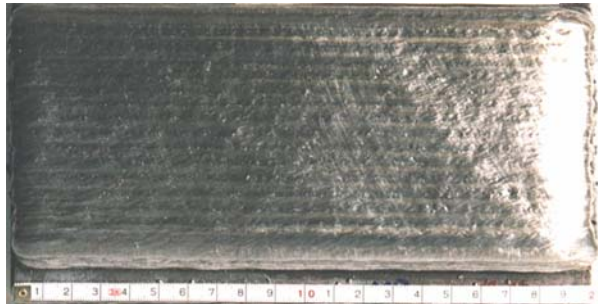
### Farbeindringprüfung



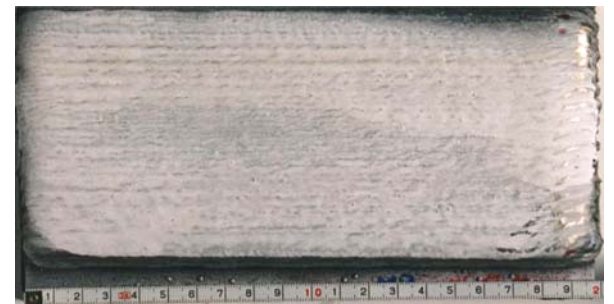
Referenzgas: 100 % Argon



Schutzgas: 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>



Schutzgas: 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub>



Schutzgas: 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>

Bild 44: Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfungen an ausgewählten reinen MSGp-Schweißgutproben



## 5.6.2.2 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung

### 5.6.2.2.1 Bestimmung des N<sub>2</sub>-Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung

Die mit Hilfe der Schmelzextraktion ermittelten N<sub>2</sub>-Gehalte der einzelnen Schweißgutproben enthält Tabelle 31. Erwartungsgemäß weist das unter reinem Argon gefertigte Schweißgut die geringsten Stickstoffprozentage auf. Diese entsprechen dem Stickstoffgehalt der Charge 57548 der Massivdrahtelektrode SG-NiCr25FeAlY.

Tabelle 31: Ergebnisse der Stickstoffbestimmung an den verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY

Schutzgas	N <sub>2</sub> -Gehalte im reinen MSGp-Schweißgut [Gew.-%]			
	Analyse 1	Analyse 2	Analyse 3	Mittelwert
SG-NiCr25FeAlY	0,0183	0,0181	0,0186	<b>0,018</b>
100% Ar	0,0183	0,0180	0,0196	<b>0,019</b>
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	0,0449	0,0441	0,0443	<b>0,044</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	0,0551	0,0543	0,0542	<b>0,054</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	0,0823	0,0811	0,0816	<b>0,082</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	0,0928	0,0934	0,0973	<b>0,095</b>
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	0,0582	0,0594	0,0587	<b>0,059</b>
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	0,0843	0,0831	0,0826	<b>0,083</b>
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	0,1076	0,1087	0,1063	<b>0,108</b>
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	0,0548	0,0534	0,0535	<b>0,054</b>
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	0,0573	0,0586	0,0574	<b>0,058</b>
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	0,0875	0,0868	0,0874	<b>0,087</b>
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	0,1182	0,1165	0,1169	<b>0,117</b>

Ein Vergleich der beim MSGp- und WIG-Schweißen mit gleichen Schutzgasgemischen ermittelten Absolutgehalte des Stickstoffs zeigt deutlich, dass die Schweißbedingungen des WIG-Verfahrens höhere N<sub>2</sub>-Werte im reinen Schweißgut bewirken (vgl. Bild 45). Während man beim WIG-Schweißen mit 1 % N<sub>2</sub>-Zumischung zum Argon einen N<sub>2</sub>-Gehalt von 0,05 % im Schweißgut erzielt, sind zum Erreichen desselben Wertes beim MSGp-Schweißen 5 % N<sub>2</sub>-Zumischung erforderlich.



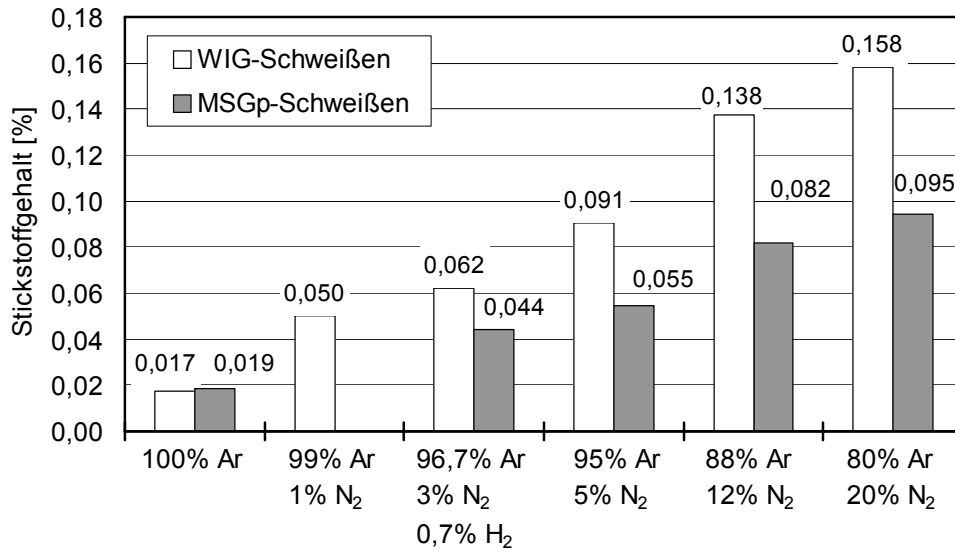


Bild 45: Vergleich der beim MSGp- und WIG-Schweißen ermittelten Absolutgehalte des Elementes Stickstoff im reinen Schweißgut

Die durch die Spektrometrie ermittelten Legierungsgehalte der MSG-Schweißgutproben (Tabelle 32, Bild 46 und A 15) zeigen, ähnlich wie beim WIG-Schweißen, keine deutlichen Änderungen in der chemischen Zusammensetzung der mit den verschiedenen Schutzgasen gefertigten Schweißgutproben im Vergleich zum Schweißzusatz. Analog zu den reinen WIG-Schweißgutproben sind auch hier mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Gehalten eine geringe Verringerung des C-Gehaltes sowie eine leichte Zunahme des Ti-Gehaltes zu verzeichnen. Auch die prozentualen Gehalte der einzelnen Elemente der verschiedenen Schweißgutproben untereinander weisen keine prägnanten Unterschiede auf.

Ein Einfluss der geringen CO<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas auf den C- oder Ti-Gehalt im MSGp-Schweißgut trat ebenfalls nicht auf. An dieser Stelle sei jedoch darauf hingewiesen, dass eine exakte Kohlenstoffbestimmung nur nasschemisch oder mittels Schmelzextraktion erfolgen kann.

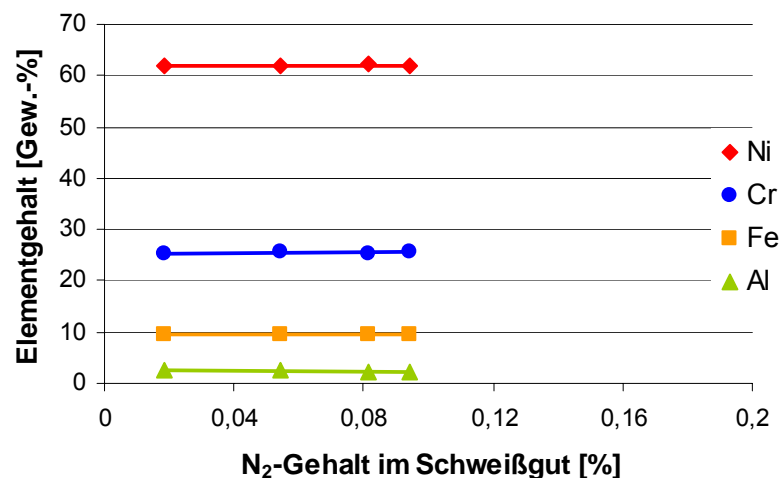
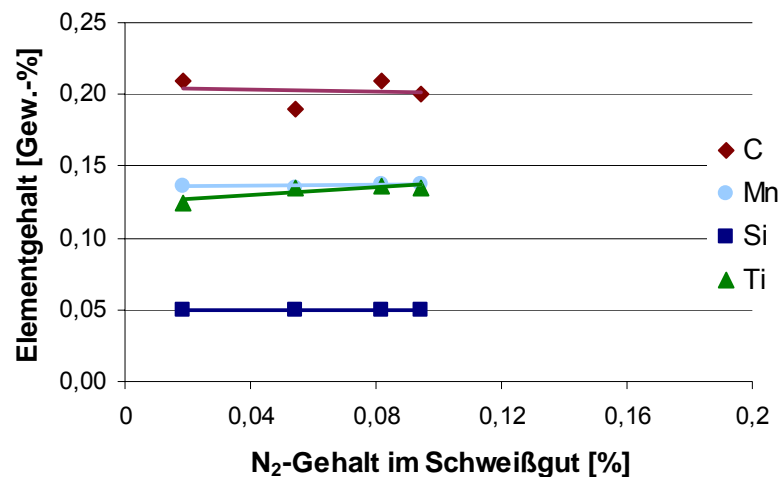


Bild 46: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Darstellung der N<sub>2</sub>-haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N<sub>2</sub>; Linien: lineare Trendlinien)

Fortsetzung Bild 46



Aufgrund der Vielzahl an eingesetzten Schutzgasen wurde die Ergebnisanalyse nach folgenden zwei Gesichtspunkten realisiert:

- (a) separate Auswertung der mit 2-, 3- und 4-Komponenten-Gase gefertigten Schweißgutproben
- (b) Auswertung der mit gleichen N<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas gefertigten Schweißgutproben.

Folgende Tendenzen wurden ermittelt (Bild 47):

1. Mit steigenden N<sub>2</sub>-Gehalten (5 %, 12 %, 20 %) im Schutzgas erhöht sich auch der Stickstoffanteil im Schweißgut der mit den 2-, 3- und 4-Komponenten-Gasen hergestellten Proben kontinuierlich. Maximale Stickstoffanteile treten immer bei den mit 20 % N<sub>2</sub>-Zusatz im Schutzgas gefertigten Schweißgütern auf. Der Stickstoffgehalt steigt bei zunehmenden N<sub>2</sub>-Gehalten von 5 auf 12 % im Schutzgas um ca. 0,025 % im Schweißgut an. Eine Erhöhung des N<sub>2</sub>-Gehaltes von 12 auf 20 % im Schutzgas wirkt sich am deutlichsten bei den 4-Komponenten-Gasen mit einer Zunahme des Stickstoffanteils um etwa 0,03 % im Schweißgut aus.
2. Bei 5 %- und 12 %-Zumischung von N<sub>2</sub> im Schutzgas wirkt sich ein He-Zusatz kaum merklich auf den Stickstoffanteil der Schweißgutproben auf. Auch ein zusätzlicher CO<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas beeinflusst den N<sub>2</sub>-Gehalt im Schweißgut nicht. Lediglich bei 20 % Stickstoff im Schutzgas scheinen He- und CO<sub>2</sub>-Zugaben eine geringe Erhöhung des N<sub>2</sub>-Anteils um max. 0,023 % im Schweißgut zu bewirken.

Tabelle 32: Darstellung des Schutzgaseinflusses beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY, Charge 57548

Schweißzusatz/Schutzgas	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Al	Ti	Sonstige
SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)	Rest	24,0-26,0	8,0-11,0	0,15-0,20	max. 0,1	max. 0,5	1,8-2,4	0,1-0,2	Y: 0,09 Zr: 0,08
Charge 57548; Ø 1,2 mm	62,13	25,45	9,35	0,200	0,100	0,040	2,30	0,140	Zr: 0,08
100% Ar	<62,14	25,16	9,59	0,208	0,136	0,052	2,36	0,125	-
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	<61,90	25,44	9,54	0,211	0,138	0,052	2,37	0,135	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	<61,82	25,63	9,44	0,193	0,135	0,052	2,38	0,135	-
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	<62,15	25,26	9,51	0,213	0,138	0,052	2,31	0,136	-
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	<61,99	25,53	9,43	0,199	0,137	0,052	2,30	0,135	-
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	<62,27	25,21	9,46	0,211	0,139	0,052	2,30	0,134	-
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	<62,02	25,38	9,47	0,202	0,137	0,053	2,31	0,131	-
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	<61,86	25,61	9,42	0,189	0,137	0,051	2,37	0,133	-
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	<62,14	25,33	9,45	0,204	0,137	0,052	2,32	0,135	-
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	<61,82	25,56	9,53	0,196	0,137	0,053	2,35	0,130	-
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	<61,95	25,47	9,49	0,195	0,137	0,052	2,34	0,133	-
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	<61,82	25,58	9,50	0,202	0,138	0,052	2,35	0,132	-

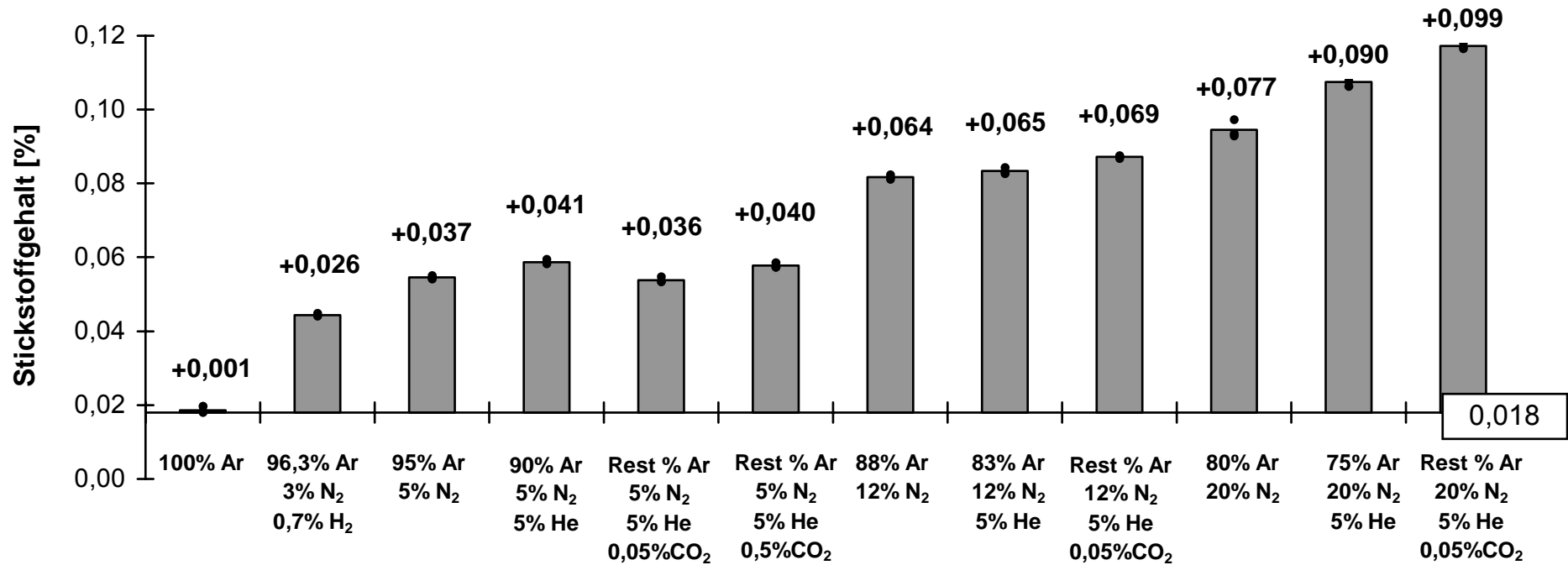


Bild 47: Veranschaulichung des Schutzgaseinflusses auf das Zu- und Abbrandverhalten des Elementes Stickstoff in reinen MSGp-Schweißgutproben

#### 5.6.2.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge

Aus den MSGp-Schweißgutblöcken wurden für die lichtmikroskopischen Untersuchungen ebenfalls Querschliffe entnommen. Die Betrachtung der Proben erfolgte sowohl im polierten als auch im geätzten Zustand an Makro- und Mikroschliffen.

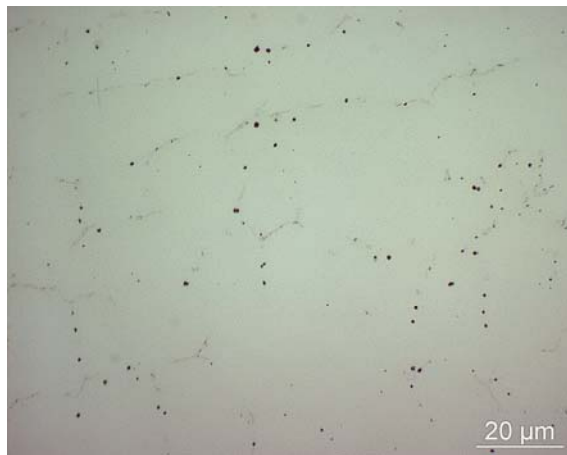
Analog zu den WIG-Schweißgutproben wiesen auch die MSGp-Schweißgutproben im polierten ungeätzten Zustand feinverteilte kreisförmige und eckige Einschlüsse auf. Auch an diesen Proben wurden mittels Bildanalyse die Anzahl dieser Einschlüsse sowie deren prozentualer Anteil ermittelt (Tabelle 33). Die Größe der Einschlüsse ist aufgrund ihrer sehr kleinen Abmessungen nicht gemessen worden.

Tabelle 33: Messung der Einschlüsse an ausgewählten MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

<b>Schutzgas</b>	<b>Anteil der Einschlüsse [%]</b>	<b>Anzahl der Einschlüsse [Stück]</b>
100% Ar	0,24	951
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	0,25	955
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	0,38	1474
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	0,30	1282

Die Messergebnisse zeigen, dass Stickstoffzugaben im Schutzgas den Anteil der Einschlüsse offenbar auch im MSGp-Schweißgut verändern. Zwar erhöht sich dieser Anteil bei der mit reinem Argon hergestellten Probe gegenüber der mit 5 % N<sub>2</sub>-Zugabe im Schutzgas gefertigten Probe nur um ein Prozent, jedoch wird dieser Unterschied mit steigenden Stickstoffzugaben im Schutzgas deutlicher. Der Anteil der gemessenen Einschlüsse erhöht sich mit zunehmendem N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas eindeutig und scheint bei der 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub>-Schweißgutprobe ein Maximum erreicht zu haben.

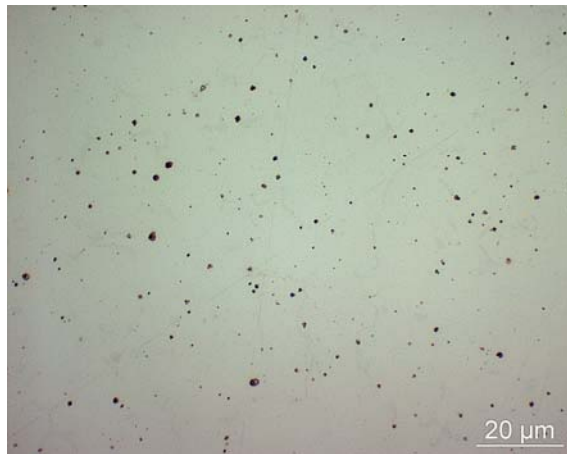
In der Anzahl der gemessenen Einschlüsse gibt es sichtbare Unterschiede zwischen dem Ar-Schweißgut und den Ar / N<sub>2</sub>-Schweißgütern. Auch innerhalb der Ar / N<sub>2</sub>-Gruppe variiert die Anzahl der Einschlüsse sehr. Die meisten Einschlüsse sind der mit 12 % N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas gefertigten Probe enthalten, die auch den größten Anteil an Einschlüssen aufweist. Das Bild 48 verdeutlicht diese Einschlüsse an ausgewählten Schweißgutproben im polierten Zustand anschaulich.



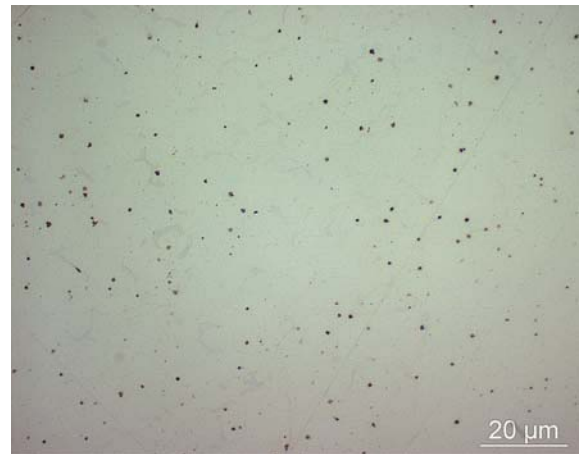
100 % Argon



95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>



88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub>



80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>

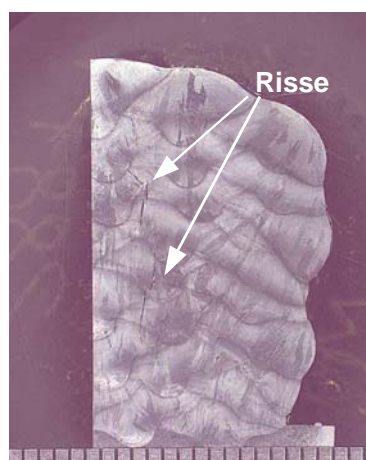
Bild 48: Beispiele für Einschlüsse im polierten Mikrogefüge (Querschliff) an verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben

Von den Makrogefügen wies nur die mit 100 % Ar gefertigte Probe Risse im Schweißgut auf (Bild 49). Das Schweißgut der Schweißgutprobe 83 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> / 5 % He enthielt einen Lagenbindefehler. An den weiteren Schweißgutgefügen waren makroskopisch keine Schweißnahtunregelmäßigkeiten nachweisbar.

Auch die Ergebnisse der Auswertung der Mikrogefüge zeigten, dass mit Ausnahme der unter Argon geschweißten Probe kein weiteres Gefüge Risse enthielt (Tabelle 34, Bild 50).

Tabelle 34: Lichtmikroskopische Auswertung der Mikrogefüge der MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit des Schutzgasgemisches bei 1000 facher Vergrößerung

Schutzgas	Unregelmäßigkeiten		
	Risse	Poren	weitere
100% Ar	ja	ja	nein
Rest Ar / 3%N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	nein	nein	nein
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	nein	nein	nein
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	nein	nein	nein
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	nein	nein	nein
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	nein	nein	nein
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	nein	nein	Lagenbindefehler
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	nein	nein	nein
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	nein	nein	nein
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	nein	nein	nein
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	nein	nein	nein
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	nein	nein	nein



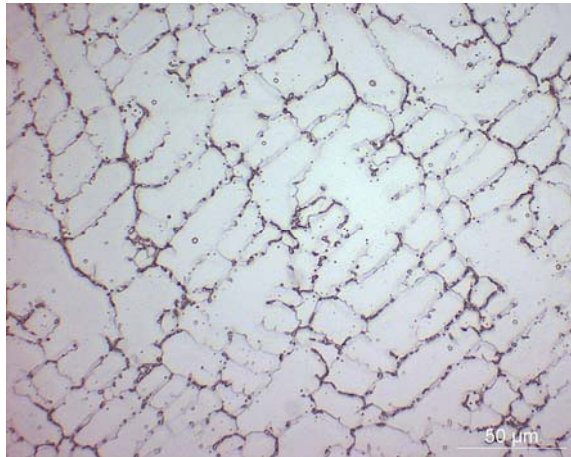
100 % Ar



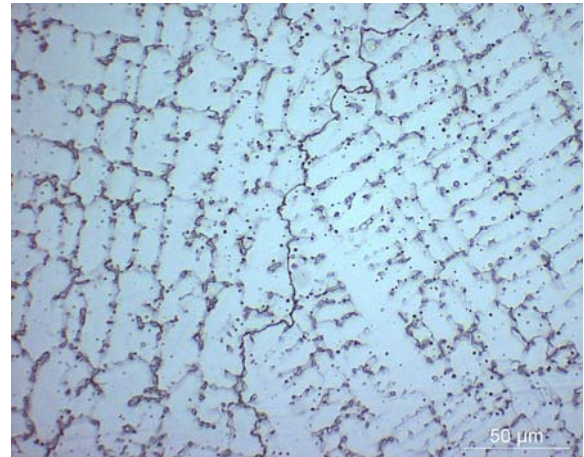
95% Ar / 5% N<sub>2</sub>

Bild 49: Ausgewählte Makrogefügeausschnitte der mit verschiedenen Schutzgasgemischen hergestellten reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung

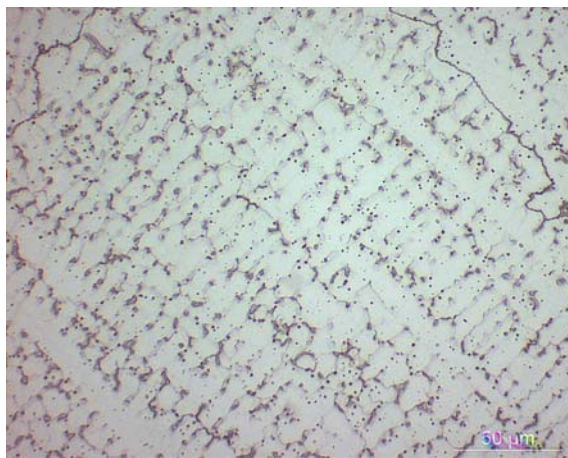




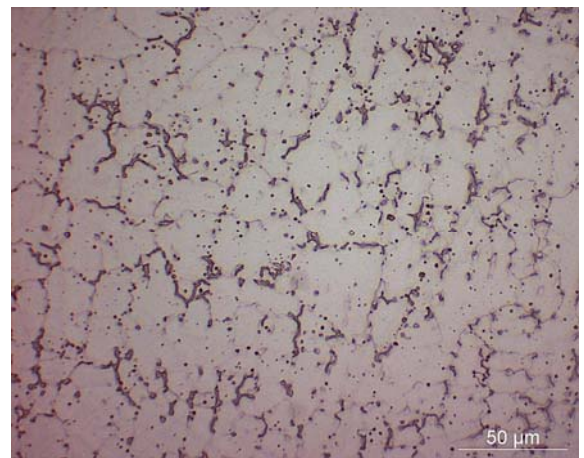
100 % Ar



95% Ar / 5% N<sub>2</sub>



88% Ar / 12% N<sub>2</sub>



80% Ar / 20% N<sub>2</sub>

Bild 50: Beispiele für Mikrogefüge der mit unterschiedlichen Schutzgasgemischen hergestellten reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung

Aus den dargestellten Ergebnissen ist zu schlussfolgern, dass sich mit zunehmendem Stickstoffzusatz im Schutzgas auch der N<sub>2</sub>-Anteil im MSGp-Schweißgut erwartungsgemäß erhöht. Helium- und Kohlendioxidzusätze im Schutzgas beeinflussen die mit zunehmenden Stickstoffanteilen im Schutzgas verbundenen N<sub>2</sub>-Zubrände nicht wesentlich. Auch zwischen den Stickstoffgehalten im Schweißgut und den auftretenden Einschlüssen im Matrixgefüge besteht ein offensichtlicher Zusammenhang. Sowohl der prozentuale Anteil dieser Einschlüsse als auch deren Anzahl ist in den mit stickstoffhaltigen Schutzgasen gefertigten MSGp-Schweißgutproben eindeutig höher gegenüber dem unter reinem Argon hergestellten Schweißgut. Der Stickstoffeinfluss wirkt sich auch positiv auf das Auftreten von Unregelmäßigkeiten im Schweißgut aus. An denen unter N<sub>2</sub>-Zumischungen im Schutzgas erzeugten Schweißgütern waren keine Schweißnahtunregelmäßigkeiten nachweisbar.



### 5.6.2.3 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften

#### 5.6.2.3.1 Zugversuche

Die Bestimmung der mechanisch-technologischen Güterwerte jeder Schweißgutprobe durch den Zugversuch erfolgte ebenfalls an 3 Rundzugproben, analog der in Tabelle 25 dokumentierten Probenabmessungen. Aus der Tabelle 35 sind die Ergebnisse der Zugversuche zu entnehmen.

Tabelle 35: Festigkeitswerte der reinen MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgas

Schutzgas	Probe	s <sub>o</sub> [mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p0,2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p1,0</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	A <sub>5</sub> [%]	Aussehen der Bruchfläche (Fehler)
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	1	50,39	531	574	751	14,3	keine
	2	50,77	537	582	707	10,2	1 kleine Pore
	3	50,64	511	557	775	24,1	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>526</b>	<b>571</b>	<b>759</b>	<b>16,0</b>	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1	50,52	519	564	789	8,8	keine
	2	50,39	536	592	801	19,0	keine
	3	50,64	551	607	823	26,8	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>535</b>	<b>588</b>	<b>804</b>	<b>18,0</b>	-
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	1	49,89	500	555	788	25,3	keine
	2	50,14	515	565	702	14,8	keine
	3	50,14	529	575	799	27,5	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>515</b>	<b>565</b>	<b>763</b>	<b>22,5</b>	-
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	1	50,77	550	595	816	25,9	keine
	2	50,77	552	602	816	26,5	keine
	3	50,64	547	593	815	24,9	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>550</b>	<b>597</b>	<b>816</b>	<b>26,0</b>	-
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	1	50,39	526	569	790	23,3	keine
	2	50,39	534	584	803	24,6	keine
	3	50,52	539	584	801	24,5	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>533</b>	<b>579</b>	<b>798</b>	<b>24,5</b>	-
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	1	51,28	540	588	813	28,0	keine
	2	49,89	544	596	809	24,4	keine
	3	50,14	525	572	802	24,9	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>536</b>	<b>585</b>	<b>810</b>	<b>26,0</b>	-

Fortsetzung der Tabelle 35

Schutzgas	Probe	s <sub>0</sub> [mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p0,2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>p1,0</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	A <sub>5</sub> [%]	Aussehen der Bruchfläche (Fehler)
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	1	50,77	549	601	816	24,0	keine
	2	50,90	529	566	793	24,7	keine
	3	50,27	564	611	825	26,4	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>547</b>	<b>593</b>	<b>811</b>	<b>25,0</b>	-
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	50,64	536	581	808	25,6	keine
	2	50,27	533	592	760	14,5	keine
	3	50,39	518	569	798	22,3	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>529</b>	<b>580</b>	<b>789</b>	<b>21,0</b>	-
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	1	50,52	535	578	794	25,7	1 kleine Pore
	2	50,77	528	569	709	11,6	keine
	3	50,01	550	603	795	16,4	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>538</b>	<b>583</b>	<b>766</b>	<b>18,0</b>	-
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	50,39	536	587	808	25,0	keine
	2	50,64	535	577	798	23,6	keine
	3	50,64	544	591	811	25,8	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>538</b>	<b>585</b>	<b>806</b>	<b>25,0</b>	-
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	50,27	556	601	815	24,6	keine
	2	49,64	566	617	835	23,7	keine
	3	50,27	549	590	811	24,5	keine
	<b>Mw</b>	-	<b>557</b>	<b>603</b>	<b>820</b>	<b>24,5</b>	-

Im Ergebnis der Zugversuche wurde ermittelt, dass die Zugfestigkeits- und Dehngrenzwerte der MSGp-Schweißgutproben die Mindestanforderungen des Zusatzwerkstoffherstellers an das reine Schweißgut von SG-NiCr25FeAlY weit übertreffen. Als wichtiges Kriterium zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften erweist sich, wie schon bei den WIG-Schweißungen, die A<sub>5</sub>-Bruchdehnung. Den vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderten Mindestwert von 25 % erreichten nur die Schweißgüter nachstehender Schutzgas-mischungen:

83 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> / 5 % He,

Rest Ar / 12 % N<sub>2</sub> / 5 % He / 0,05 % CO<sub>2</sub>,

80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> und

75 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> / 5 % He.

Zunächst hat es den Anschein, dass mit höheren Stickstoffbeimengungen im Schutzgas keine Steigerungen der Zugfestigkeiten und Dehngrenzen des reinen MSGp-Schweißgutes verbunden sind. Stellt man jedoch einen direkten Zusammenhang zwischen den

vorliegenden Stickstoffgehalten im Schweißgut und den Festigkeitswerten her (Bild 51, Bilder A 16 und A 17), so sind geringfügige Erhöhungen der Zugfestigkeiten und Dehngrenzen mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Anteilen im Schweißgut offensichtlich. Auch auf die Werte der Bruchdehnung wirken sich diese steigenden N<sub>2</sub>-Anteile deutlich günstig aus.

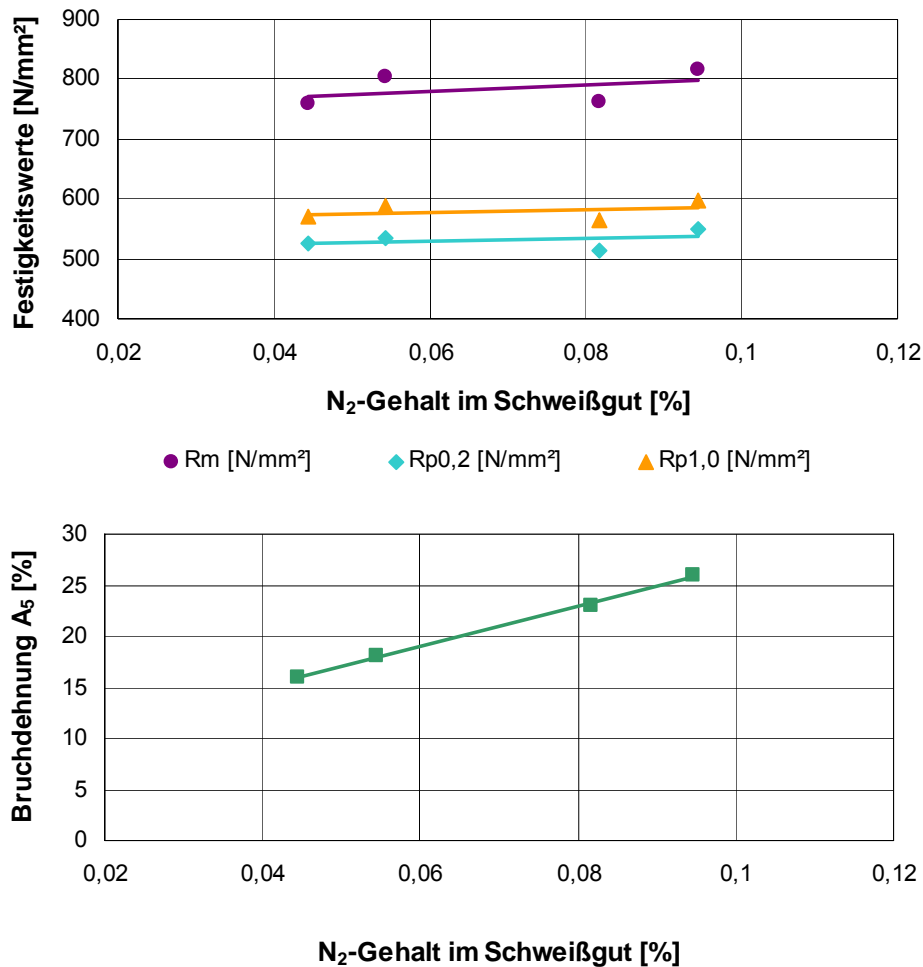


Bild 51: Festigkeits- und Bruchdehnungswerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N<sub>2</sub>-haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N<sub>2</sub>; Linien: lineare Trendlinien)

#### 5.6.2.3.2 Kerbschlagbiegeversuche

Die Ermittlung der Kerbschlagarbeit und der Kerbschlagzähigkeit erfolgte an 3 Kerbschlagproben je Schweißgutprobe (Tabelle 36). Die Probenabmessungen entsprachen den in Tabelle 27 aufgeführten Maßen.

Im Resultat der Kerbschlagbiegeversuche zeigte sich zunächst, dass die vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderte Mindestkerbschlagzähigkeit von 80 J/cm<sup>2</sup> mit Ausnahme des Schweißgutes, welches mit 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> geschweißt worden ist, von allen weiteren MSGp-Schweißgütern erreicht wurde.

Des Weiteren ist ersichtlich, dass steigende Stickstoffgehalte im Schutzgas bei den durchgeführten Versuchen zu einer Verringerung der Kerbschlagarbeit und Kerbschlagzähigkeit

führen. Durch die Zugabe des Elementes Helium zu den Schutzgasen Ar / 5 % N<sub>2</sub> und Ar / 12 % N<sub>2</sub> ist eine Zähigkeitssteigerung erreichbar. Enthalten diese Schutzgasmischungen jedoch geringe CO<sub>2</sub>-Anteile, so verringern sich die Werte für K<sub>c</sub> und A<sub>v</sub>. Lediglich bei dem 2-Komponenten-Gas Ar / 20 % N<sub>2</sub> bewirken He- und CO<sub>2</sub>-Anteile im Schutzgas eine Verbesserung der Kerbschlagwerte.

Tabelle 36: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen MSGp-Schweißgutproben

Schutzgas	Probe	A <sub>v</sub> [J]	K <sub>c</sub> [J/cm <sup>2</sup> ]	Bemerkungen
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	1	70	92	keine
	2	69	90	keine
	3	76	98	keine
	<b>Mw</b>	<b>72</b>	<b>93</b>	-
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1	72	93	keine
	2	64	84	keine
	3	77	100	keine
	<b>Mw</b>	<b>71</b>	<b>92</b>	-
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	1	63	82	keine
	2	61	81	keine
	3	68	90	keine
	<b>Mw</b>	<b>64</b>	<b>84</b>	-
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	1	53	69	keine
	2	52	68	keine
	3	57	75	keine
	<b>Mw</b>	<b>54</b>	<b>71</b>	-
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	1	80	108	keine
	2	65	88	keine
	3	82	108	keine
	<b>Mw</b>	<b>76</b>	<b>101</b>	-
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	1	71	93	keine
	2	67	87	keine
	3	73	96	keine
	<b>Mw</b>	<b>70</b>	<b>92</b>	-
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	1	70	89	keine
	2	68	91	keine
	3	72	94	keine
	<b>Mw</b>	<b>70</b>	<b>91</b>	-

Fortsetzung der Tabelle 36

Schutzgas	Probe	A <sub>v</sub> [J]	K <sub>c</sub> [J/cm <sup>2</sup> ]	Bemerkungen
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	68	87	keine
	2	64	85	keine
	3	72	94	keine
	<b>Mw</b>	<b>68</b>	<b>89</b>	-
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	1	77	101	keine
	2	72	93	keine
	3	82	107	keine
	<b>Mw</b>	<b>77</b>	<b>100</b>	-
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	64	83	keine
	2	60	78	keine
	3	67	88	keine
	<b>Mw</b>	<b>64</b>	<b>83</b>	-
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	1	77	102	keine
	2	76	98	keine
	3	79	103	keine
	<b>Mw</b>	<b>77</b>	<b>101</b>	-

Den Zusammenhang zwischen Stickstoffeinfluss im Schweißgut und den Werten aus dem Kerbschlagbiegeversuch verdeutlicht das Bild 52 sowie die Bilder A 18 und A 19. Bedingt durch die vergleichsweise geringe Duktilität des Schweißgutes, welches mit 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> hergestellt wurde, zeigt die Trendlinie eine leicht abnehmende Tendenz. Ohne Berücksichtigung dieses Wertes wäre aus den Ergebnissen jedoch abzuleiten, dass steigende Stickstoffgehalte im Schweißgut von SG-NiCr25FeAlY die Kerbschlagzähigkeit nicht wesentlich verringern.

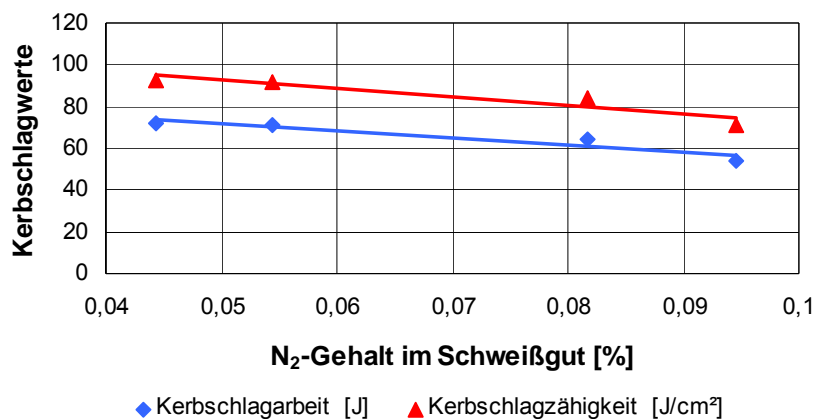


Bild 52: Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N<sub>2</sub>-haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N<sub>2</sub>; Linien: lineare Trendlinien)

### 5.6.2.3.3 Härtemessungen

Abschließend wurde an den Querschliffen der Schweißgutproben Kleinlasthärtemessungen HV 1 in verschiedenen Bereichen der Schweißgutprobe durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Härtemessungen sind in der Tabelle 37 zusammengefasst. Hieraus ist ebenso wie aus den Härtebestimmungen an den WIG-Schweißgütern ersichtlich, dass die Härte des Schweißgutes deutlicher von der Schweißlage beeinflusst wird, als durch den Stickstoffgehalt im Schweißgut selbst (Bild 53, Bilder A 20 und A 21). Auch weisen die unteren Schweißlagen der MSGp-Schweißgutblöcke infolge der ständigen Wiedererwärmung und Abkühlung im Durchschnitt zumeist höhere Härtewerte als die zuletzt geschweißten oberen Lagen auf. Diese Tendenz liegt bei nahezu allen Proben vor.

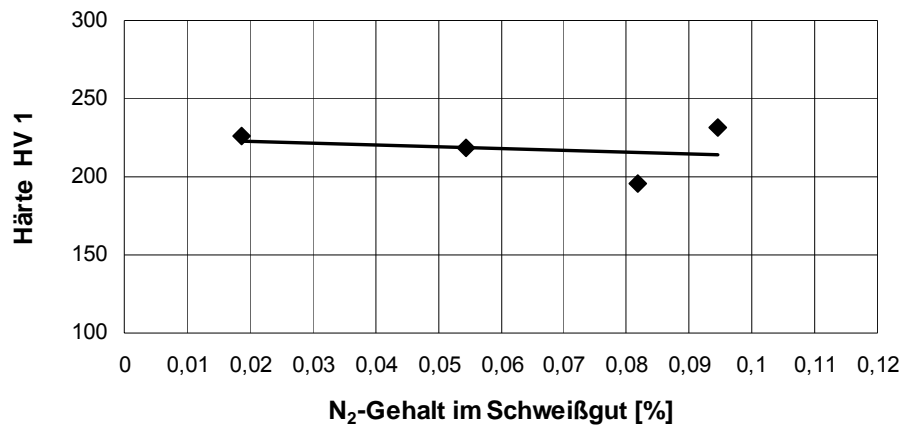


Bild 53: Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N<sub>2</sub>-haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N<sub>2</sub>; schwarze Linie: lineare Trendlinie)

Tabelle 37: Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an den MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

Schutzgas	Kleinlasthärte HV 1			
	Wert	obere Probenlage	mittlere Probenlage	untere Probenlage
100% Ar	Min	209	199	238
	Max	255	261	276
	<b>Mw</b>	<b>226</b>	<b>233</b>	<b>256</b>
96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>	Min	199	219	235
	Max	246	268	276
	<b>Mw</b>	<b>225</b>	<b>245</b>	<b>253</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	Min	189	218	219
	Max	246	274	289
	<b>Mw</b>	<b>218</b>	<b>246</b>	<b>242</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	Min	188	217	233
	Max	202	271	271
	<b>Mw</b>	<b>196</b>	<b>244</b>	<b>254</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	Min	201	236	214
	Max	288	292	297
	<b>Mw</b>	<b>231</b>	<b>259</b>	<b>237</b>
90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He	Min	192	217	229
	Max	239	283	265
	<b>Mw</b>	<b>216</b>	<b>247</b>	<b>247</b>
83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He	Min	195	228	225
	Max	273	260	276
	<b>Mw</b>	<b>232</b>	<b>243</b>	<b>251</b>
75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He	Min	188	215	229
	Max	245	270	283
	<b>Mw</b>	<b>223</b>	<b>244</b>	<b>253</b>
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	Min	202	214	236
	Max	247	281	279
	<b>Mw</b>	<b>237</b>	<b>255</b>	<b>256</b>
Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>	Min	199	225	230
	Max	253	278	262
	<b>Mw</b>	<b>224</b>	<b>242</b>	<b>252</b>
Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	Min	196	234	234
	Max	235	251	271
	<b>Mw</b>	<b>213</b>	<b>243</b>	<b>258</b>
Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>	Min	206	226	248
	Max	217	274	260
	<b>Mw</b>	<b>230</b>	<b>246</b>	<b>255</b>

Zusammenfassend ist aus den dargestellten Ergebnissen abzuleiten, dass sich die mechanisch-technologischen Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben durch die Zugabe von Stickstoff zum Schutzgas Argon nur gering verändern. Während sich die Werte für die Zugfestigkeit, Dehngrenzen sowie die Bruchdehnung und die Härte in unterschiedlichem Maße erhöhen, ist bei den Kerbschlagwerten eine Verringerung offensichtlich. Bei den Festigkeitswerten wird der Stickstoffeinfluss auf die Bruchdehnung am deutlichsten. Der vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderte Mindestwert für die Bruchdehnung wird nur von dem Schweißgut erreicht, das unter 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> gefertigt wurde. Von denen mit den Ar / N<sub>2</sub>-Schutzgasen hergestellten Schweißgütern ist dies zugleich das einzige, welches die geforderte Mindestkerbschlagzähigkeit nicht erreicht. Insgesamt erlangen die mit den 2-Komponenten-Gasen Argon und Stickstoff gefertigten Schweißgüter mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Gehalten zwar höhere Festigkeitswerte, dies jedoch bei Verringerung der Zähigkeits-eigenschaften.

Bei denen unter Zugabe von He und CO<sub>2</sub> gefertigten Schweißgütern erhöhen sich die Festigkeitswerte, insbesondere die Bruchdehnung, mit steigenden Stickstoffanteilen im Schutzgas ebenfalls. Die Kerbschlagwerte werden durch zunehmende N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas bei gleichzeitiger Zugabe von He und CO<sub>2</sub> unterschiedlich beeinflusst. Insgesamt gesehen tendieren diese Schweißgutproben jedoch bei höheren Stickstoffanteilen im Schweißgut zu geringeren Kerbschlagwerten.

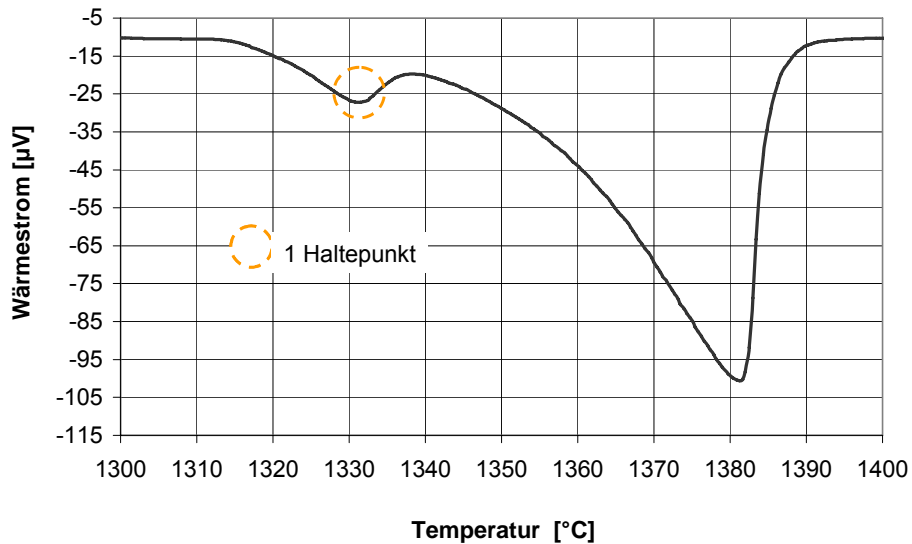
#### **5.6.2.4 Differential-Thermo-Analysen**

Die Ermittlung des Erstarrungsbereiches während des Aufheizens erfolgte ebenfalls mit Hilfe der Differential-Thermo-Analyse (DTA) an ausgewählten MSGp-Schweißgutproben:

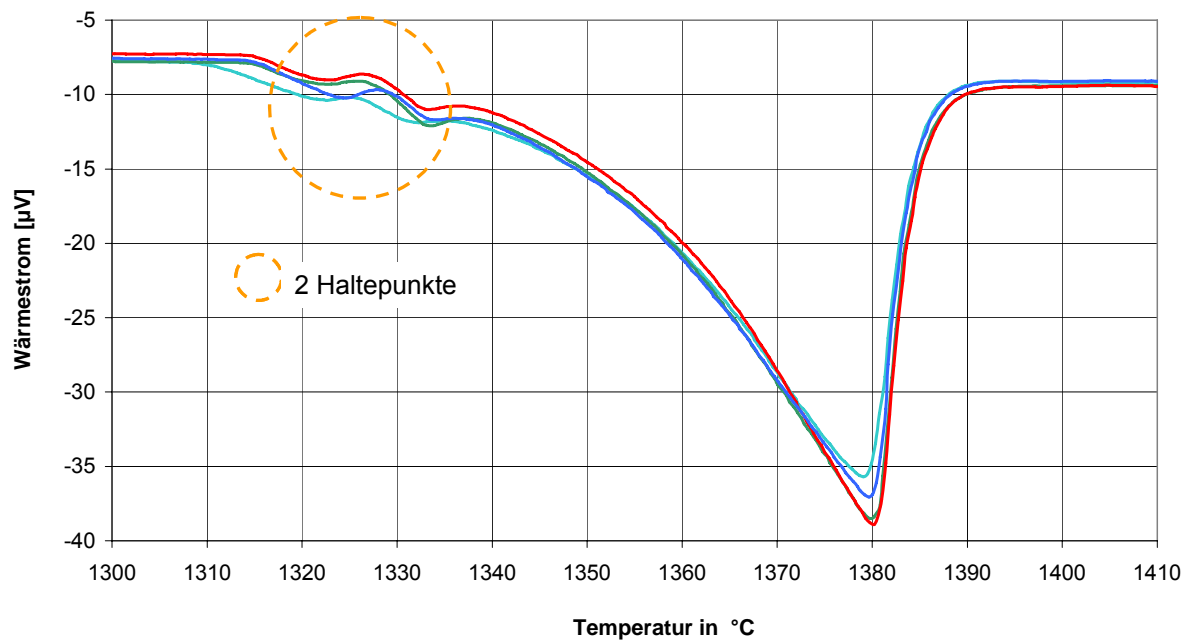
- 100 % Ar,
- 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>,
- 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> und
- 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub>.

Die Verläufe des Aufheizverhaltens der einzelnen Proben sind im Bild 54 dargestellt. Diese Resultate ähneln den Ergebnissen, die an den WIG-Schweißgutproben gemessen worden sind. So bilden sich bei den reinen Schweißgütern zwischen 1320 und 1330 °C zwei kurz hintereinander auftretende Haltepunkte aus. Hierbei ist der zweite Haltepunkt bei den mit Ar / N<sub>2</sub>-Mischgasen gefertigten reinen Schweißgütern stärker ausgeprägt, gegenüber dem mit Argon hergestellten Schweißgut.





— Grundwerkstoff: NiCr25FeAlY



— 100% Ar    — 95% Ar + 5% N<sub>2</sub>    — 88% Ar + 12% N<sub>2</sub>    — 80% Ar + 20% N<sub>2</sub>

Bild 54: Darstellung des Aufheizverhaltens reiner MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

Die auf der Basis der aufgenommenen  $\Delta T$ -T-Kurven von jeder Schweißgutprobe ermittelten Temperaturen  $T_{\text{ONSET/SA}}$  und  $T_{\text{OFFSET/SE}}$  sowie die daraus resultierenden Erstarrungsbereiche sind in der Tabelle 38 aufgeführt. Während die mit 5 %  $N_2$ -Anteil im Schutzgas gefertigte Schweißgutprobe den größten Erstarrungsbereich aufweist, ist der Erstarrungsbereich mit höheren  $N_2$ -Gehalten im Schutzgas gegenüber der unter 100 % Ar-Schutzgas gefertigten MSGp-Schweißgutprobe nahezu identisch.

Tabelle 38: Resultate der DTA-Analysen zur Beurteilung des Erstarrungsverhaltens reiner MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit des  $N_2$ -Gehaltes im Schutzgas

Werkstoff / Schutzgas	$T_{\text{ONSET/SA}}$ [°C]	$T_{\text{OFFSET/SE}}$ [°C]	Erstarrungsbereich $T_{\text{OFFSET/SE}} - T_{\text{ONSET/SA}}$ [K]
Grundwerkstoff NiCr25FeAlY	1353	1386	33
Schweißgut / 100% Ar	1352	1384	32
Schweißgut - 95% Ar / 5% $N_2$	1349	1385	36
Schweißgut - 88% Ar / 12% $N_2$	1354	1385	31
Schweißgut - 80% Ar / 20% $N_2$	1352	1384	32

## 5.7 *Beurteilung des Einflusses unterschiedlicher $N_2$ -Gehalte im Schutzgas auf die Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben aus weiteren heißrisssensiblen Nickel-Basislegierungen*

### 5.7.1 Durchführung der Schweißversuche

Der Einfluss von Stickstoff auf die Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben sollte auch an weiteren ausgewählten praxisrelevanten sowie heißrisssensiblen Ni-Basislegierungen untersucht werden. Im Mittelpunkt dieser Untersuchungen stand hier die Beurteilung unterschiedlicher  $N_2$ -Gehalte im Schutzgas auf die Mikrogefügestruktur, die mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Raumtemperatur sowie die inneren Nahtimperfectionen der Grundwerkstoffe:

- NiCr29Fe (2.4642; alloy 690) und
- NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617).

Die vollmechanisiert ausgeführten Schweißungen erfolgten auf 16 mm dicken Grundwerkstoffblechen. Für die Fertigung dieser Schweißgutproben kamen die in Tabelle 39 aufgeführten Zusatzwerkstoffe und Schutzgasmischungen zum Einsatz.

Tabelle 39: Untersuchte Grund-, Zusatzwerkstoff- und Schutzgaskombinationen weiterer heißrissensibler Ni-Basislegierungen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Schutzgas
NiCr29Fe (alloy 690)	SG-NiCr29Fe (Thermanit 690)	100% Argon
NiCr21Co12Mo (alloy 617)	SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617)	95% Ar + 5% N <sub>2</sub> 88% Ar + 12% N <sub>2</sub> 80% Ar + 20% N <sub>2</sub>

Die Randbedingungen beim MSG-Impulslichtbogenschweißen (Schweißposition, Probenabmessungen und -vorbereitung, Einspannungszustand, Einzelraupen- und Zwischenlagentemperaturen) entsprachen denen der MSGp-Auftragschweißungen aus dem Abschnitt 5.6.

Die Schweißparameter für die Fertigung der Schweißgutproben dokumentieren die Schweißprotokolle in den Tabellen A 13 und A 14 im Anhang. Alle Schweißgutproben sind in den Abmessungen (L x B x H) 67 x 47 x 20 mm gefertigt worden. Zum Erreichen der notwendigen Schweißgutblockhöhe von 20 mm benötigte man ca. 7-10 Lagen. Die entstehende Lagenzahl stand auch hier im engen Zusammenhang mit dem verwendeten Schutzgasgemisch, welches eine entsprechende Anpassung der Impulsschweißparameter erforderte. Die entnommenen Prüfproben entsprachen in ihren Abmessungen denen in den Abschnitten 5.5 und 5.6 beschriebenen Schweißgutproben.

Während des Schweißens kam es bei der Verarbeitung des Schweißzusatzes SG-NiCr29Fe unter allen Schutzgasen zu einer Spritzerbildung. Diese war besonders stark bei reinem Argon und mit dem Schutzgasgemisch 20 % Ar / 80 % N<sub>2</sub>. Der Schweißprozess für die Herstellung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Zusatzwerkstoff SG-NiCr22Co12Mo war hingegen für alle eingesetzten Schutzgase durch einen stabilen, spritzerarmen Verlauf charakterisiert.

### 5.7.2 Versuchsergebnisse

Nach den Schweißversuchen wurden die Oberflächen der gefertigten Schweißgutproben durch eine Sicht- und Farbeindringprüfung auf das Vorhandensein von Oberflächenrissen begutachtet. Diese sind jedoch an keiner Probe nachweisbar gewesen. Die Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften beschränkte sich auf die Ermittlung der Kerbschlagwerte, da der N<sub>2</sub>-Einfluss bei den zuvor untersuchten WIG- und MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeALY auf die Kerbschlagwerte stärker als auf die durch den Zugversuch bestimmten Festigkeitswerte war.

## 5.7.2.1 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die chemische Zusammensetzung und die Gefügeausbildung

### 5.7.2.1.1 Bestimmung des N<sub>2</sub>-Gehaltes und der chemischen Zusammensetzung

Analog zu den anderen WIG- und MSGp-Proben sind auch von diesen Schweißgütern zunächst die N<sub>2</sub>-Gehalte durch die Schmelzextraktion bestimmt worden. Die Ergebnisse fasst Tabelle 40 zusammen.

Tabelle 40: Ergebnisse der Stickstoffbestimmung an den verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben aus den Schweißzusätzen SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo

Schutzgas	N <sub>2</sub> -Gehalte im reinen MSGp-Schweißgut [Gew.-%]							
	SG-NiCr29Fe				SG-NiCr22Co12Mo			
	A* 1	A 2	A 3	Mittelwert	A 1	A 2	A 3	Mittelwert
Schweißzusatz	0,024	0,024	0,027	<b>0,025</b>	0,018	0,018	0,019	<b>0,018</b>
100% Ar	0,026	0,027	0,024	<b>0,026</b>	0,023	0,022	0,024	<b>0,023</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	0,086	0,088	0,085	<b>0,086</b>	0,059	0,058	0,060	<b>0,059</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	0,133	0,135	0,132	<b>0,133</b>	0,090	0,086	0,085	<b>0,087</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	0,160	0,156	0,163	<b>0,160</b>	0,116	0,124	0,115	<b>0,118</b>

A\* - Analyse

Bei den Schweißzusätzen führen zunehmende N<sub>2</sub>-Anteile im Schutzgas erwartungsgemäß auch zu steigenden N<sub>2</sub>-Gehalten im Schweißgut. Offensichtlich ist ebenso, dass diese Anteile in den Proben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe stärker ansteigen gegenüber denen aus den Schweißzusätzen SG-NiCr25FeAlY und SG-NiCr22Co12Mo (Bild 55). Gemeinsam ist allen Proben jedoch die im Vergleich zu den Schutzgasen 95% Ar / 5% N<sub>2</sub> und 88% Ar / 12% N<sub>2</sub> unter dem Schutzgas mit 20% N<sub>2</sub> geringere Stickstoffaufnahme in allen Schweißgütern.

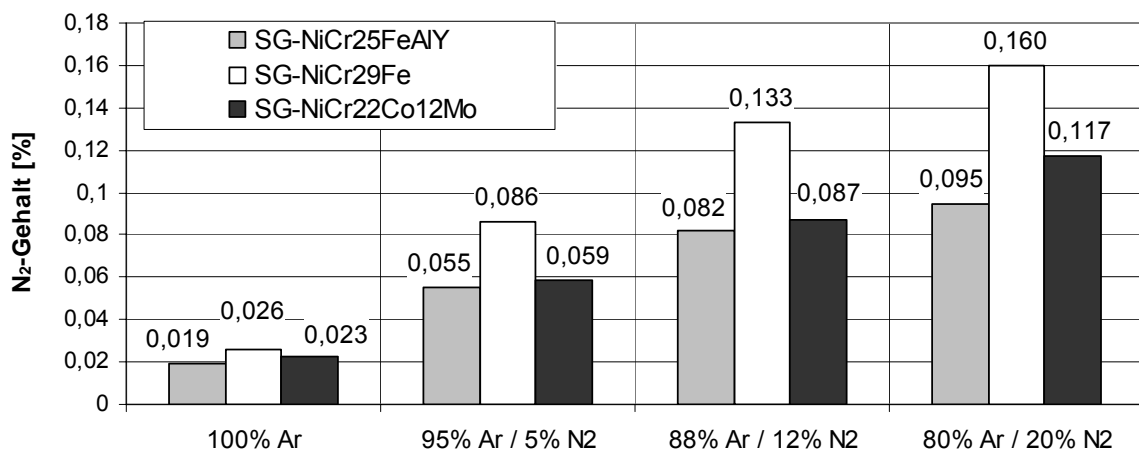


Bild 55: Vergleich der beim MSGp- und WIG-Schweißen ermittelten Absolutgehalte des Elementes Stickstoff im reinen Schweißgut

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schweißgutproben erfolgte analog der im Abschnitt 5.5.2.2 beschriebenen Vorgehensweise. Den Tabellen 41 und 42 ist zu entnehmen, dass sich die chemische Zusammensetzung sowohl der Schweißgutproben aus SG-NiCr29Fe als auch der Proben aus SG-NiCr22Co12Mo gegenüber den jeweiligen Schweißzusätzen im Ausgangszustand kaum ändert. Dies trifft ebenso für die ermittelten Legierungsgehalte der einzelnen Schweißgüter in Abhängigkeit der eingesetzten Schutzgasgemische zu.

Tabelle 41: Einfluss verschiedener Schutzgase beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe (Thermanit 690), Charge 93490

Draht/Schutzgas	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Al	Ti	Sonstige
SG-NiCr29Fe (Thermanit 690)	Rest	27,0 - 30,0	8,0 - 10,0	≤ 0,20	≤ 0,3	≤ 0,3	—	≤ 0,3	—
Charge 93490; Ø 1,2 mm	58,34	29,64	9,93	0,03	0,33	0,24	—	—	—
100% Ar	59,45	28,38	10,08	0,054	0,334	0,339	0,731	0,354	—
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	58,85	29,01	10,10	0,044	0,338	0,319	0,726	0,374	—
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	59,49	28,30	10,15	0,046	0,330	0,346	0,713	0,347	—
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	58,94	28,98	10,05	0,046	0,334	0,325	0,721	0,364	—

Tabelle 42: Einfluss verschiedener Schutzgase beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617), Charge 94751

Draht/Schutzgas	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Al	Ti	Sonstige
SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617)	Rest	20,0 - 24,0	≤ 1,0	0,05 - 0,10	≤ 1,0	≤ 0,5	0,8 - 1,5	≤ 0,6	Mo: 8,0-10,0 Co: 10,0-14,0 Cu: ≤ 0,5
Charge 94751; Ø 1,2 mm	54,50	21,89	1,0	0,05	0,14	0,09	1,12	0,364	Mo: 8,74 Co: 11,37 Cu: 0,16
100% Ar	53,83	22,50	1,07	0,061	0,170	0,068	1,10	0,574	Mo: 8,99 Co: 11,26 Cu: 0,12
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	54,24	21,90	1,11	0,060	0,167	0,074	1,08	0,551	Mo: 8,99 Co: 11,46 Cu: 0,13
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	54,23	21,99	1,08	0,060	0,164	0,073	1,07	0,547	Mo: 9,01 Co: 11,42 Cu: 0,12
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	54,00	22,23	1,08	0,053	0,165	0,071	1,07	0,563	Mo: 9,08 Co: 11,31 Cu: 0,12

Die Bilder 56 und 57 konkretisieren diese Ergebnisse. Es ist erkennbar, dass höhere N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas bei den reinen Schweißgutproben aus SG-NiCr29Fe zu einer geringfügigen Zunahme der Cr-, Ti- und Si-Gehalte sowie bei den Schweißgütern aus SG-NiCr22Co12Mo zu einer leichten Anhebung des Si- und Mo-Gehaltes führen.

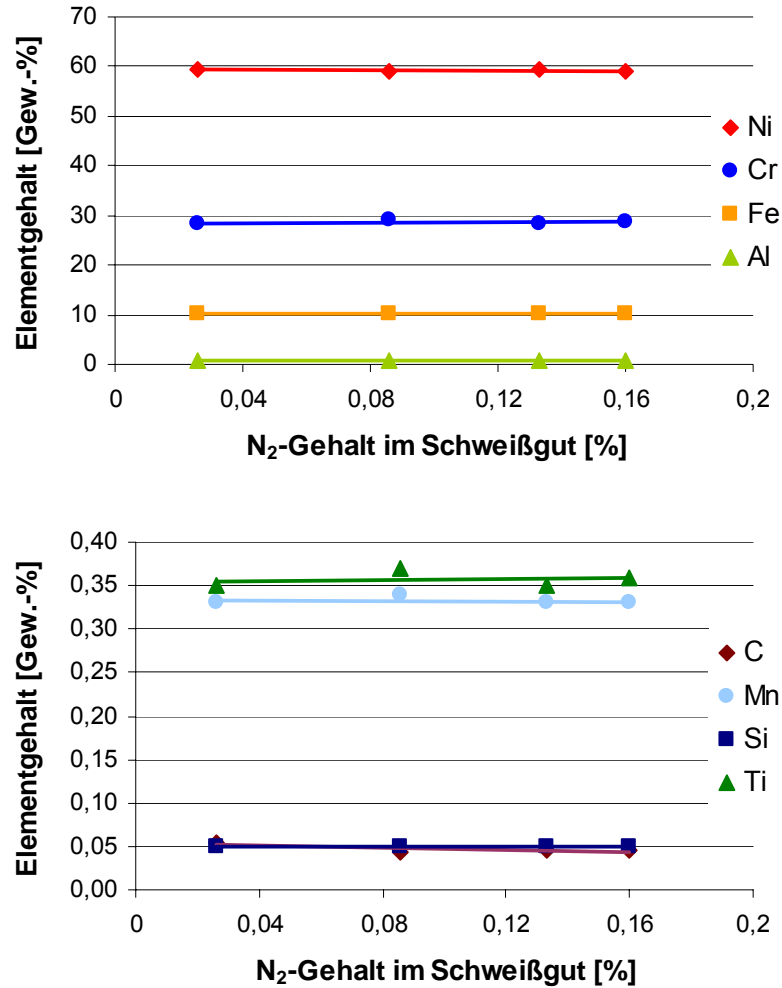


Bild 56: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

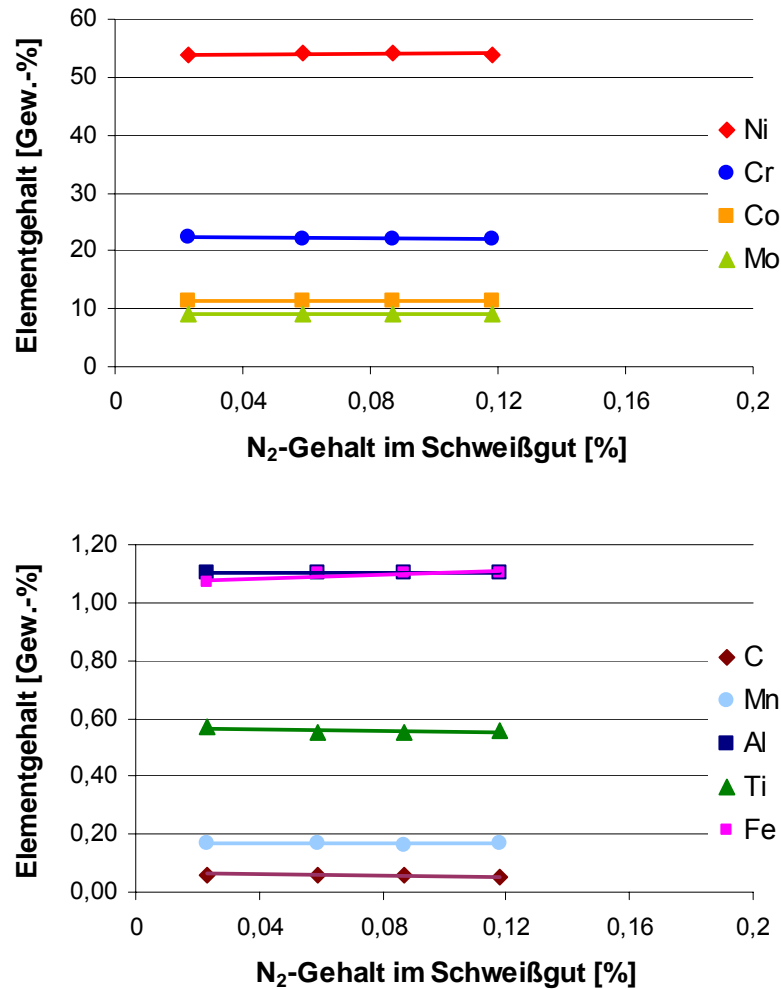


Bild 57: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

#### 5.7.2.1.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen der Gefüge

Die lichtmikroskopische Untersuchung erfolgte an aus den MSGp-Schweißgutblöcken entnommenen Querschliffen. Alle Proben sind sowohl im polierten als auch im geätzten Zustand anhand von Makro- und Mikroschliffen betrachtet und beurteilt worden. Aufgrund der sehr unterschiedlichen Gefügeausbildung der reinen Schweißgutproben war es erforderlich, für die Sichtbarmachung deren Makro- und Mikrogefüge andere Ätzverfahren als für die jeweiligen Grundwerkstoffe anzuwenden.

Bei den untersuchten Makroschliffen (Bild A 22 im Anhang) wies nur das mit 5 % N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas hergestellte Schweißgut aus der Legierung SG-NiCr29Fe einen Riss im Schweißgut auf (Bild 58).

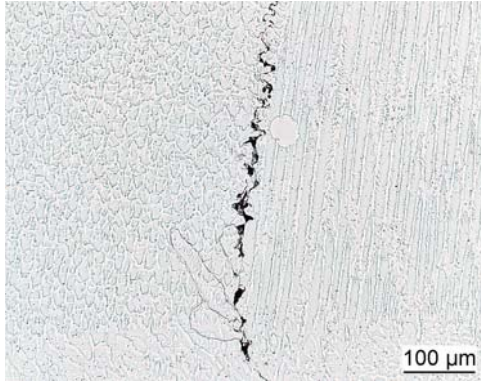


Bild 58: Riss im Schweißgut aus der Ni-Basislegierung SG-NiCr29Fe

Die Ergebnisse der Mikrogefügeauswertung verdeutlichen die Tabelle 43 und das Bild 59. Es zeigte sich, dass in einigen Schweißgutgefügen vereinzelt kleine Poren verteilt über den Schweißnahtquerschnitt vorlagen. Risse im Schweißgut waren bis auf die genannte Schweißgutprobe an keiner weiteren Probe nachweisbar.

Tabelle 43: Lichtmikroskopische Auswertung der reinen MSGp-Mikrogefüge (1000 fache Vergrößerung)

Schutzgas	Unregelmäßigkeiten					
	SG-NiCr29Fe			SG-NiCr22Co12Mo		
	Risse	Poren	weitere	Risse	Poren	weitere
100% Ar	nein	nein	nein	nein	nein	nein
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	ja *)	ja	nein	nein	ja	nein
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	nein	nein	nein	nein	ja	nein
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	nein	nein	nein	nein	nein	nein

\*) 1 Riss in vorletzter Schweißlage

Die dargelegten Ergebnisse zeigen, dass zunehmende Anteile von Stickstoff zum Schutzgas Argon die Höhe des Stickstoffs in den durch MSGp-Schweißen hergestellten reinen Schweißgütern aus den Schweißzusätzen SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo bemerkbar steigern. Obwohl für beide Schweißzusätze die unter 100 % Argon gefertigten Proben annähernd gleiche Stickstoffgehalte aufweisen, ist dieser Anstieg bei den Schweißgütern aus SG-NiCr29Fe deutlich höher. Eindeutig ist auch die geringere N<sub>2</sub>-Aufnahme bei den mit 20 % Stickstoff im Schutzgas gefertigten Proben. Ursache hierfür ist vermutlich eine eingetretene N<sub>2</sub>-Sättigung des Schweißgutes. Der Gehalt weiterer Legierungselemente im reinen MSGp-Schweißgut verändert sich gegenüber reinem Argon auch mit variierenden N<sub>2</sub>-Gehalten im Schutzgas kaum. Von beiden Schweißzusätzen wiesen die unter 100 % Argon geschweißten Proben keine Schweißnahtunregelmäßigkeiten auf. Die mit 5 % N<sub>2</sub> im Schutzgas hergestellten Schweißgutgefüge wiesen hingegen vereinzelt kleine Poren, für den Schweißzusatz SG-NiCr29Fe auch einen Riss auf. Obwohl während des Schweißens von SG-NiCr29Fe mit dem Schutzgasgemisch 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> eine starke Spritzerbildung auftrat, waren an dieser Probe keine Unregelmäßigkeiten im Schweißgutgefüge nachweisbar.



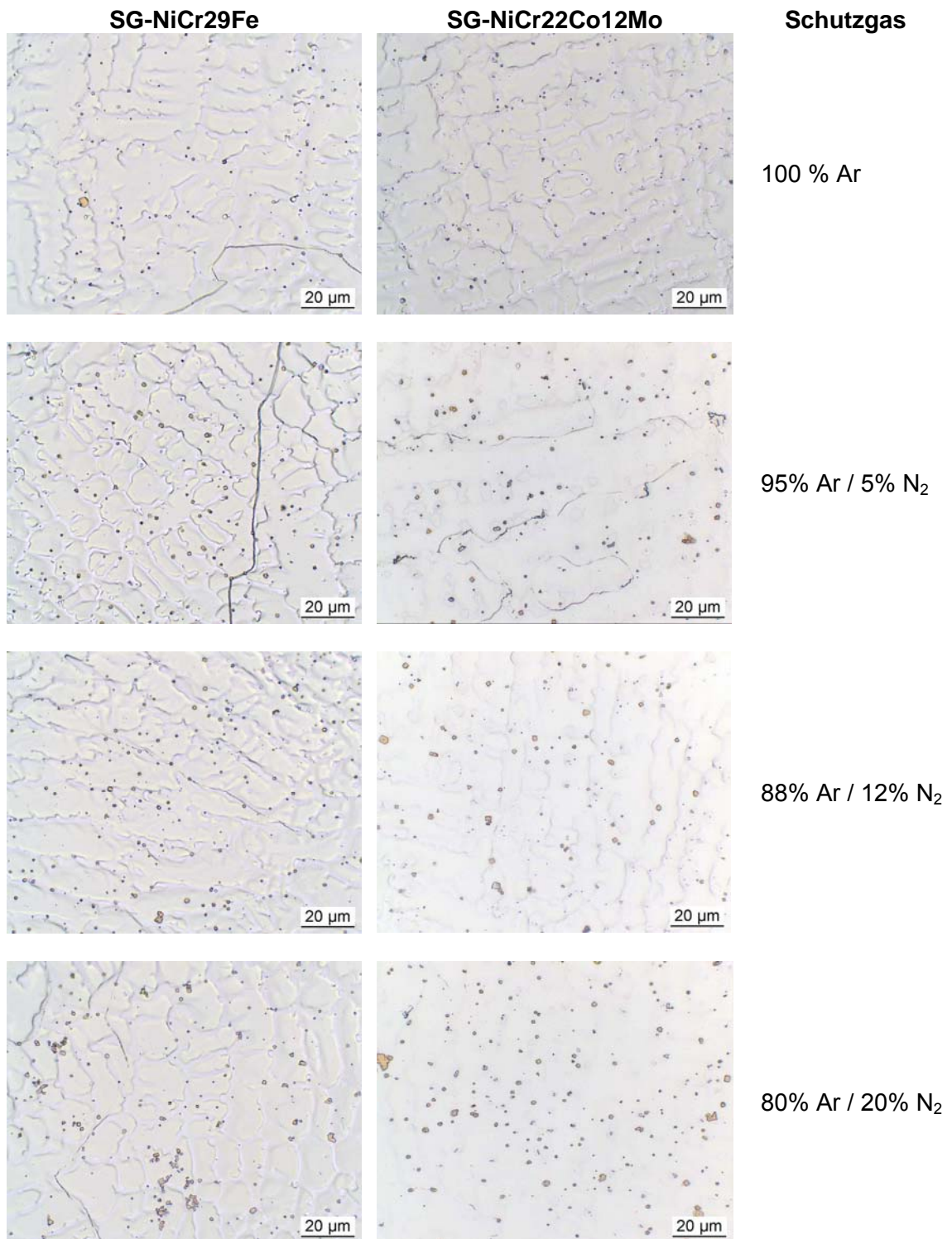


Bild 59: Beispiele für Mikrogefüge der reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzung: elektrolytisch (30 s bei 25 °C), Ätzmittel: 25 ml HCL, 10 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 75 ml Alkohol

## 5.7.2.2 Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften

### 5.7.2.2.1 Kerbschlagbiegeversuche

Durch den Kerbschlagbiegeversuch sind auch an diesen Schweißgutproben die Kerbschlagzähigkeit und Kerbschlagarbeit ermittelt worden. Hierzu wurden aus jedem Schweißgut jeweils 2 Kerbschlagproben mit den in Tabelle 27 aufgeführten Abmessungen entnommen und nach DIN EN 10045-1 geprüft.

Die Ergebnisse (Bild A 23 und Tabelle 44) dokumentieren, dass alle MSGp-Schweißgüter die geforderte Mindestkerbschlagzähigkeit von 90 J/cm<sup>2</sup> (für den Schweißzusatz SG-NiCr21Co2Mo) bzw. 80 J/cm<sup>2</sup> (für den Schweißzusatz SG-NiCr29Fe) erreichen. Innerhalb einer Probengruppe weichen die ermittelten Werte für die Kerbschlagarbeit und die Kerbschlagzähigkeit mitunter stark voneinander ab. Mit Ausnahme des unter 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> gefertigten Schweißgutes aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe erreichen die mit N<sub>2</sub>-haltigen Schutzgasen gefertigten reinen Schweißgutproben aus beiden Schweißzusätzen geringere Werte im Vergleich zu den mit 100 % Argon geschweißten Proben. Innerhalb der Probenserie aus diesem Schweißzusatz führt die Anhebung des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schutzgas von 5 % auf 12 % zunächst zu deutlich höheren Kerbschlagwerten. Weitere Stickstoffzugaben hingegen reduzieren die Kerbschlagarbeit und Kerbschlagzähigkeit ebenso markant. Eine Sichtprüfung aller Proben aus diesem Schweißzusatz nach dem Kerbschlagversuch zeigte keine Schweißnahtfehler auf den Bruchflächen. Zunehmende N<sub>2</sub>-Anteile führten bei den Proben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo zu einer stetigen Verringerung der Kerbschlagwerte.

Tabelle 44: Resultate der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen MSGp-Schweißgutproben weiterer heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen

Schutzgas	Probe	SG-NiCr29Fe			SG-NiCr22Co12Mo		
		A <sub>v</sub> [J]	K <sub>c</sub> [J/cm <sup>2</sup> ]	Bruch- fläche	A <sub>v</sub> [J]	K <sub>c</sub> [J/cm <sup>2</sup> ]	Bruch- fläche
100 % Ar	1	183	263	—*	204	264	—
	2	202	238	—	212	275	—
	<b>Mw</b>	<b>193</b>	<b>250</b>	—	<b>208</b>	<b>270</b>	—
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	1	136	179	—	174	226	—
	2	139	183	—	214	277	—
	<b>Mw</b>	<b>138</b>	<b>181</b>	—	<b>194</b>	<b>252</b>	—
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	1	269	373	—	180	236	—
	2	199	261	—	182	233	—
	<b>Mw</b>	<b>234</b>	<b>317</b>	—	<b>181</b>	<b>234</b>	—
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	1	167	225	—	166	215	—
	2	171	217	—	177	230	—
	<b>Mw</b>	<b>169</b>	<b>221</b>	—	<b>172</b>	<b>223</b>	—

—\* - keine Schweißnahtfehler auf der Bruchfläche

Der Zusammenhang zwischen den Kerbschlagwerten und den N<sub>2</sub>-Gehalten im Schweißgut verdeutlicht das Bild 60 und bestätigt zugleich die Aussagen aus Tabelle 44.

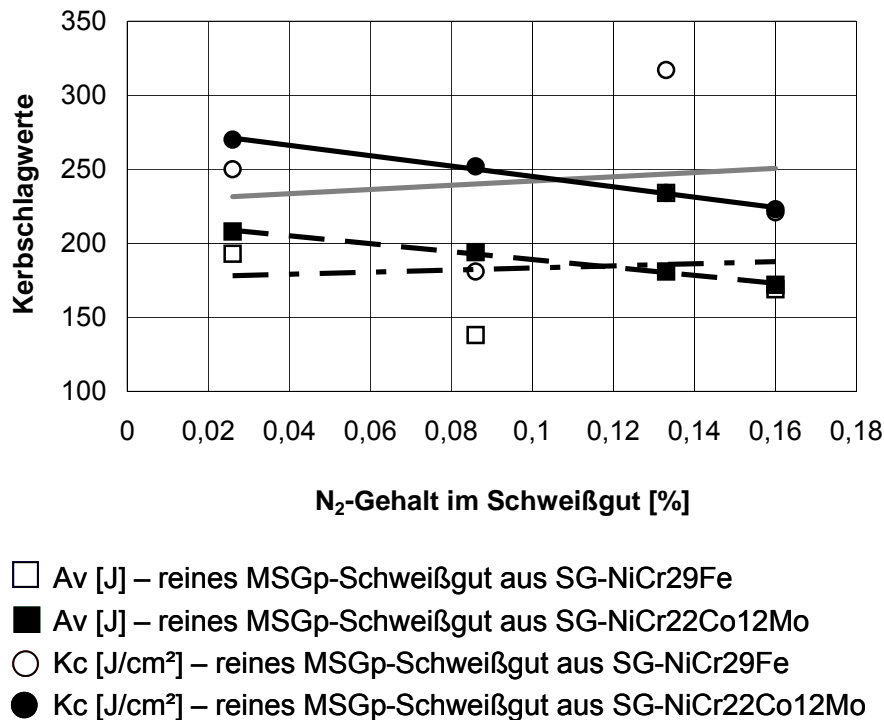


Bild 60: Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

#### 5.7.2.2 Härtemessungen

Die Durchführung der Kleinlasthärtemessung HV 1 erfolgte wie im Abschnitt 5.5.2.3.3 beschrieben. Alle Ergebnisse sind in der Tabelle 45 und im Bild A 24 (Anhang) dokumentiert.

Offensichtlich sind zunächst für alle Proben die höheren Härtewerte der untersten Probenlage. Wie schon bei den MSGp- und WIG-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY ist dies mit der mehrmaligen Wiedererwärmung und Abkühlung der unteren Schweißlagen beim Überschweißen mit den nachfolgenden Schweißlagen zu begründen. Die Ergebnisse für die Schweißgutproben aus beiden Schweißzusätzen zeigen weiterhin, dass die Härtewerte in der oberen, mittleren und unteren Probenlage gegenüber den unter reinem Argon geschweißten Proben leicht sinken, wenn dem Schutzgas 5 % N<sub>2</sub> zugegeben wird. Eine weitere Erhöhung des N<sub>2</sub>-Niveaus führt dann wieder zu einem Anstieg der Härtewerte. Dies trifft in besonderem Maße für die Schweißgutproben zu, welche unter Verwendung des Schweißzusatzes SG-NiCr22Co12Mo mit 20 % N<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas gefertigt wurden. Insgesamt erreichen die mit diesem Schweißzusatz gefertigten Schweißgüter auch ein höheres Härteniveau gegenüber denen aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe. Die Abhängigkeit der Härtewerte von den Stickstoffgehalten im Schweißgut ist im Bild 61 veranschaulicht.

Tabelle 45: Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an den MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch

Schutzgas	Kleinlasthärte HV 1						
	Wert	SG-NiCr29Fe			SG-NiCr22Co12Mo		
		obere Probenlage	mittlere Probenlage	untere Probenlage	obere Probenlage	mittlere Probenlage	untere Probenlage
100% Ar	Min.	180	192	210	254	240	265
	Max.	213	229	235	276	284	283
	<b>Mw</b>	<b>194</b>	<b>211</b>	<b>220</b>	<b>267</b>	<b>267</b>	<b>273</b>
95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	Min.	171	168	186	248	250	241
	Max.	204	227	231	269	283	286
	<b>Mw</b>	<b>181</b>	<b>194</b>	<b>209</b>	<b>254</b>	<b>266</b>	<b>272</b>
88% Ar / 12% N <sub>2</sub>	Min.	139	190	192	238	250	260
	Max.	212	221	236	274	279	288
	<b>Mw</b>	<b>197</b>	<b>208</b>	<b>215</b>	<b>258</b>	<b>268</b>	<b>275</b>
80% Ar / 20% N <sub>2</sub>	Min.	187	199	208	263	260	274
	Max.	216	234	239	284	293	297
	<b>Mw</b>	<b>199</b>	<b>219</b>	<b>223</b>	<b>277</b>	<b>282</b>	<b>287</b>

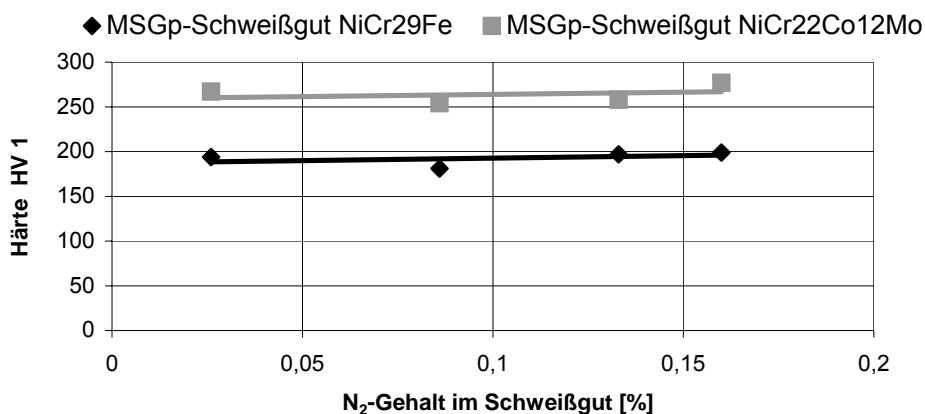


Bild 61: Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)

Die dargestellten Ergebnisse lassen erkennen, dass sich die mechanisch-technologischen Eigenschaften reiner MSGp-Schweißgutproben aus den Schweißzusätzen SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo durch die Anwendung stickstoffhaltiger Schutzgase nicht verbessern. Im Vergleich zu 100 % Argon erreichen alle unter Stickstoffzufuhr hergestellten Schweißgüter deutlich geringere Werte. Hinsichtlich der Kerbschlagzähigkeit wurden die Mindestwerte für

die entsprechenden Schweißzusätze von allen Proben erlangt. Die Kerbschlagarbeit und – zähigkeit der mit den 2-Komponenten-Gasen Argon und Stickstoff gefertigten Schweißgüter ist gegenüber den mit 100 % Argon gefertigten Proben deutlich geringer. Bei den Härtewerten ist beiden Schweißzusätze gemeinsam, dass sie sich bei 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> gegenüber reinem Argon zunächst verringern, bei höheren N<sub>2</sub>-Gehalten im Schutzgas jedoch wieder ansteigen. Insgesamt jedoch sind die Härteunterschiede zwischen den mit 100 % Argon und N<sub>2</sub>-Zusätzen zum Schutzgas gefertigten Schweißgutproben minimal.

## **5.8 Elektronenmikroskopische Untersuchungen an ausgewählten Proben zur metallkundlichen Deutung des Stickstoffeinflusses auf die Heißrissbeständigkeit der untersuchten Ni-Basislegierung**

### **5.8.1 REM-Untersuchungen**

Zur Klärung des metallurgischen Einflusses des Elementes Stickstoff auf die Heißrissbeständigkeit des vollaustenitischen Ni-Basissschweißgutes von SG-NiCr25FeAlY (alloy 602 CA) wurden auch elektronenmikroskopische Untersuchungen herangezogen. Da diese Untersuchungen sehr zeit- und kostenaufwendig sind, erfolgten sie nur an ausgewählten WIG-Schweißgutproben.

Wie bereits erwähnt, besitzt das Mikrogefüge des Schweißgutes von SG-NiCr25FeAlY (FM 602 CA) unabhängig vom eingesetzten Schutzgasgemisch ebenso wie der Grundwerkstoff primäre Chromkarbidausscheidungen (Bilder 62 und 63).

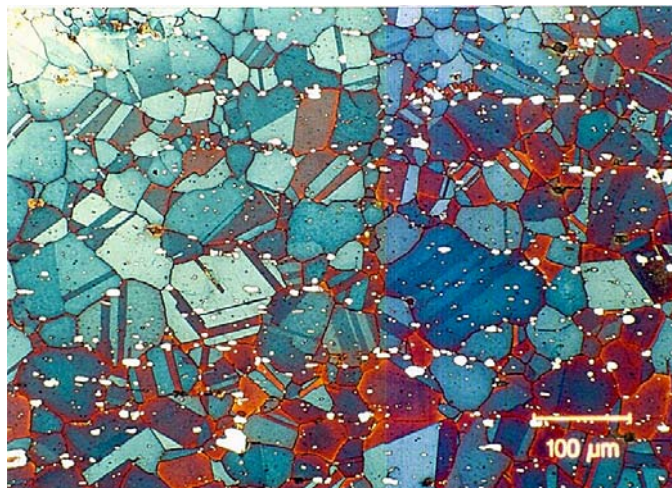
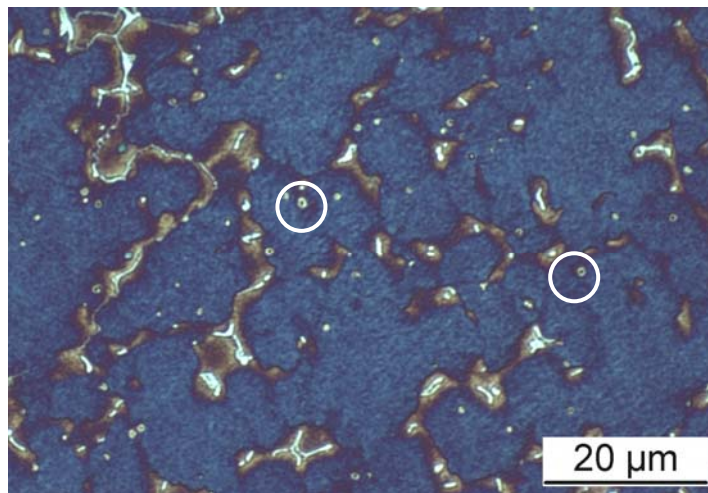


Bild 62: Mikrogefüge der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY, Ätzmittel: Bloech-Wedel II





austenitische Grundmatrix mit Seigerungen: blau, braun  
 primäre Cr-Karbide ( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ): weiß  
 weitere Partikel: hell mit Kern (weiß umrandet)

Bild 63: Mikrogefüge des Ni-Basis-Schweißgutes SG-NiCr25FeAlY, geschweißt mit 80 % Ar / 20 %  $N_2$ , Ätzmittel: Bloech-Wedel II

Die REM-Untersuchungen wurden an den mit Argon und 5 %  $N_2$ -Zumischung gefertigten WIG-Schweißgütern realisiert (Bild 64), da hier die Unterschiede in den Stickstoffgehalten mit fast 800 ppm am größten waren. Zum Zeitpunkt der elektronenmikroskopischen Analysen waren die mit 12 und 20 %  $N_2$ -Zumischung zum Argon zu fertigenden Schweißgutproben noch nicht hergestellt. Wie im Abschnitt 5.2 bereits erwähnt, zeigten sich lichtmikroskopisch keine signifikanten Unterschiede bzw. Besonderheiten im geätzten Mikrogefüge der für die REM-Untersuchungen ausgewählten Schweißgüter mit Ausnahme des Flächenanteils der gemessenen Matrixpartikel.

Zur Quantifizierung der Morphologie des Erstarrungsgefüges wurde deshalb an beiden WIG-Schweißgutproben eine quantitative Gefügeanalyse am REM realisiert. Die Bestimmung der Gefügemorphologie erfolgte durch die objektorientierte Auswertung der Größe und Form der Dendriten sowie durch die feldorientierte Methode der Sehnenlängenbestimmung. Hierfür wurden direkt an der Oberfläche lichtmikroskopische Bildreihen und aus dem Inneren des Schweißgutes Bildfelder aufgenommen und in zwei Richtungen (parallel und senkrecht zur Probenebene) beurteilt. Die Auswertungen erfolgten sehr umfangreich mit bis zu 30.000 Messungen je Ereignis im Schweißgefüge.

Die Größe der Dendritenpartikel ist mit Hilfe einer objektorientierten Auswertung des mittleren Durchmessers, der mittleren Breite und des Längen-Breiten-Verhältnisses bestimmt worden (Tabelle 46). Aufgrund der gemessenen Werte erwiesen sich die Dendritenpartikel der unter reinem Argon geschweißten Probe als signifikant kompakter als die in der mit 5 %  $N_2$ -Anteil im Schutzgas hergestellten WIG-Schweißgutprobe vorliegenden Dendritenpartikel.

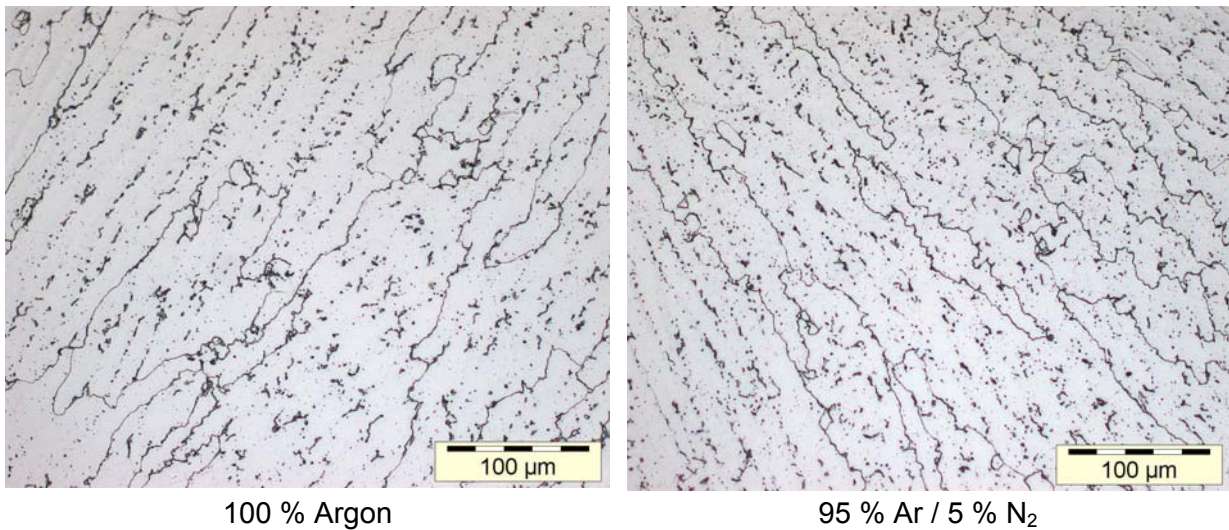


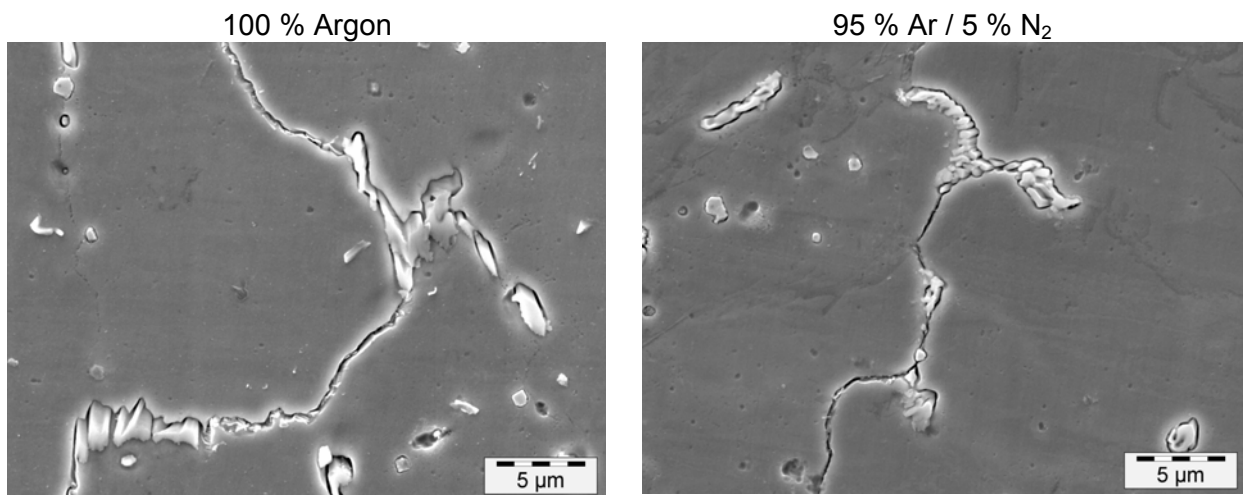
Bild 64: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrogefüge der für die Untersuchungen am REM ausgewählten Proben

Tabelle 46: Ergebnisse aus der Bestimmung der Größe der Dendritenpartikel im WIG-Schweißgut

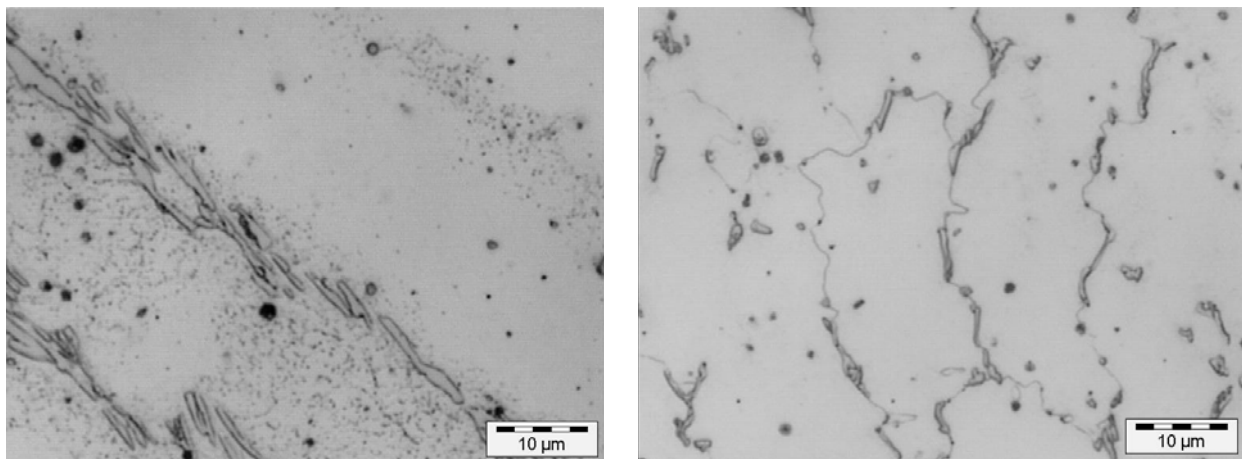
Messgröße	WIG-Schweißgut	
	100 % Argon	95 % Ar / 5 % N <sub>2</sub>
Mittlere Breite [µm]	0,67 ± 0,05	0,49 ± 0,03
Mittlerer Durchmesser [µm]	2,50 ± 0,20	1,34 ± 0,07
<b>Längen-Breiten-Verhältnis</b>	<b>5,20 ± 0,50</b>	<b>2,82 ± 0,15</b>

Auch die REM-Aufnahmen (Bild 65) von beiden Proben verdeutlichen, dass in den mit N<sub>2</sub>-Zugaben zum Schutzgas gefertigten reinen WIG-Schweißgutproben die Belegung der Dendritengrenzen mit Cr-Karbiden nicht so kompakt ist, wie in der unter Ar-Atmosphäre geschweißten Probe. Während das Schweißgut der 100% Ar-Probe sehr lang gestreckte, glatt ausgebildete chromreiche Karbide an den Dendritengrenzen aufweist, sind die Karbide in dem stickstoffhaltigen Schweißgut dagegen weniger kompakt, feiner und häufig federartig.

Die Bestimmung der Gefügemorphologie der beiden Schweißgutproben erfolgte mittels der feldorientierten Methode der Sehnenlänge. Dabei wurde der Abstand zwischen den Objekten im Gefüge (Karbide an den Dendritengrenzen und den Dendritenpartikeln) als Sehnenlänge ermittelt (Tabelle 47). Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die Sehnenlängen in der mit Argon geschweißten Probe deutlich größer sind gegenüber den mit Stickstoff gefertigten Schweißgutgefügen. Die Dichte der Matrixpartikel und Dendritengrenzen ist in der mit N<sub>2</sub>-Zugabe geschweißten Probe wesentlich höher. Aufgrund des geringeren Vertrauensbereiches dieser Probe ist auch ihr Gefüge deutlich homogener.



Bestimmung der Partikelgröße und -form



Bestimmung der Sehnenlänge

Bild 65: Quantifizierung der Gefügemorphologie im WIG-Schweißgut

Tabelle 47: Ergebnisse der Sehnenlängenbestimmung im WIG-Schweißgut

WIG-Schweißgutprobe	Sehnenlänge [ $\mu\text{m}$ ]	Lage
100 % Argon	$33,39 \pm 3,14$	Parallel
	$25,85 \pm 2,25$	Senkrecht
	<b><math>29,63 \pm 2,00</math></b>	<b>Mittelwert</b>
95 % Ar / 5 % N <sub>2</sub>	$18,46 \pm 1,06$	Parallel
	$14,32 \pm 0,60$	Senkrecht
	<b><math>16,39 \pm 0,74</math></b>	<b>Mittelwert</b>



## 5.8.2 TEM-Untersuchungen

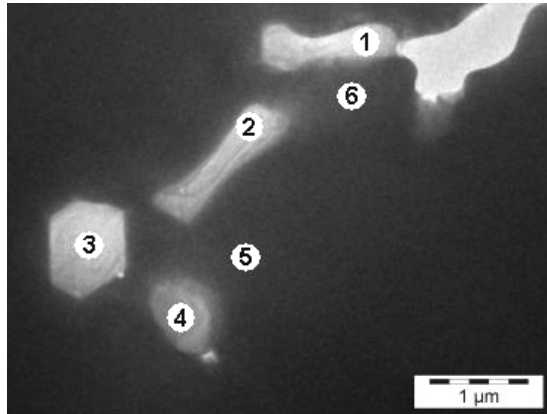
Im Mittelpunkt der TEM-Analysen standen Untersuchungen zur Ausscheidungspopulation im Schweißgut von SG-NiCr25FeAlY, geschweißt mit 100 % Argon und 95 % Argon / 5 % N<sub>2</sub>, mittels Extraktionsreplacetechnik an selbsttragenden Folien zum Zwecke der Analyse der chemischen Zusammensetzung ausgewählter Partikel durch energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX-Verfahren). Die EDX-Analyse ist zwar bekanntlich für die Analyse leichter Elemente, wie Stickstoff oder Kohlenstoff nicht sehr gut geeignet, aber Nitridbildner wie Zirkon, Titan oder Aluminium können nachgewiesen werden.

Das Bild 66 zeigt ein Beispiel transelektronenmikroskopischer Aufnahmen selbsttragender Folien der beiden Proben mit den dazugehörigen EDX-Analysen. Von jeder Probe wurde die chemische Zusammensetzung der Matrix und in ihr enthaltene Partikel analysiert.

Aus den Ergebnissen ist ersichtlich, dass für beide Proben deutliche Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung zwischen analysierter Matrix und Partikel existieren. Typisch für die untersuchten Partikel sind wesentlich geringere Ni- und Fe- sowie höhere C-Gehalte. Aufgrund des hohen Cr-Anteiles in den Dendritengrenzpartikeln handelt es sich um Cr-Mischkarbide vom Typ M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> und M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Unabhängig von der jeweiligen Probe schieden diese Cr-Mischkarbide vorzugsweise an den Dendritengrenzen („Dendritengrenzpartikel“) aus. Durch die mikrostrukturellen TEM-Untersuchungen wurden nur in der mit N<sub>2</sub>-Zugabe geschweißten Probe bei solchen Karbiden an den Dendritengrenzen Mikrozwillinge nachgewiesen, die als feinstreifige Struktur erscheinen.

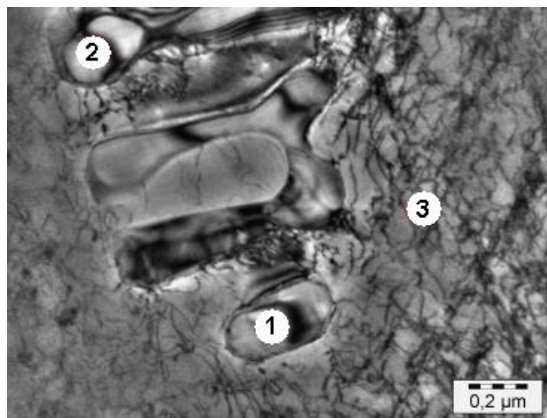
Neben den Dendritengrenzpartikeln in der Matrix lagen im Gefüge beider Proben weitere kleine Partikel vor, bei denen es sich mitunter auch um Cr-karbidhaltige Partikel mit zum Teil hohen Anteilen an Ti, Zr oder Y handelt (Bild 67).

An der untersuchten Schweißgutprobe 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub> war das Element Stickstoff mit der eingesetzten Extraktionsreplica nicht nachweisbar. Aus diesem Grund wurden an einer speziell mit 20 % N<sub>2</sub>-Gehalt im Schutzgas gefertigten reinen Schweißgutprobe zusätzliche EDX-Analysen am REM XL 30 ESEM-FEG der Firma FEI realisiert. Diese Probe wies viele kleine unregelmäßig geformte Partikel auf, die im BSE-Kontrast sehr dunkel aussahen. Aus den EDX-Analysen ging hervor, dass diese Partikeln sowohl hohe Anteile an Stickstoff als auch Titan sowie Zirkon und/oder Yttrium enthalten. Das Bild 68 zeigt die Ergebnisse der EDX-Analysen der Dendritenmatrix sowie an einem Ti N- und Zr / N-Partikel. Die Messungen erfolgten bei etwa 20.000 facher Vergrößerung, so dass aufgrund der geringen Partikelgröße (ca. 200...300 nm) nicht nur diese allein, sondern auch immer die umgebende Dendritenmatrix bei der Analyse erfasst wurde. Eine Quantifizierung dieser Partikel wurde deshalb nicht vorgenommen.



Partikel	Zusammensetzung [at.-%]							Bemerkungen
	Ni	Cr	Fe	C	Al	Si	O	
1	7,4	32,5	2,1	45,2	-	1,7	11,2	Dendriten- grenzpartikel
2	4,9	44,3	2,1	38,6	-	0,8	9,2	
3	5,6	47,2	2,0	34,8	-	0,7	9,7	
4	4,8	73,2	2,8	11,9	-	0,5	6,3	
5	53,5	27,0	9,0	6,1	1,6	0,4	2,4	Matrix
6	56,0	25,7	9,4	5,2	1,8	-	1,9	

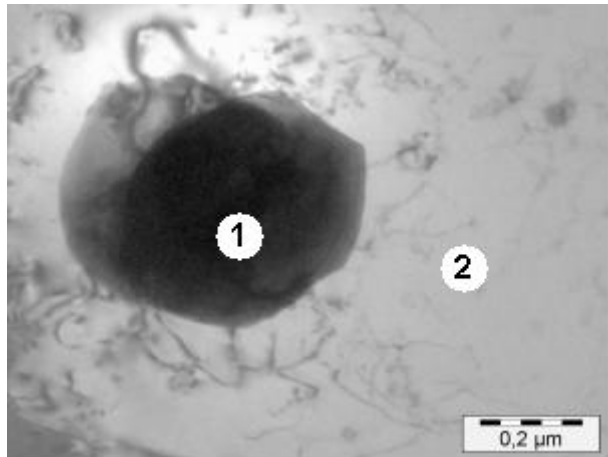
(a) reines WIG-Schweißgut: 100 % Ar



Partikel	Zusammensetzung [at.-%]							Bemerkungen
	Ni	Cr	Fe	C	Al	Si	O	
1	3,7	52,3	2,0	31,5	-	-	10,5	Dendriten- grenzpartikel
2	3,7	57,3	2,1	29,5	-	-	7,5	
3	56,7	26,0	9,7	5,6	1,6	0,4	-	Matrix

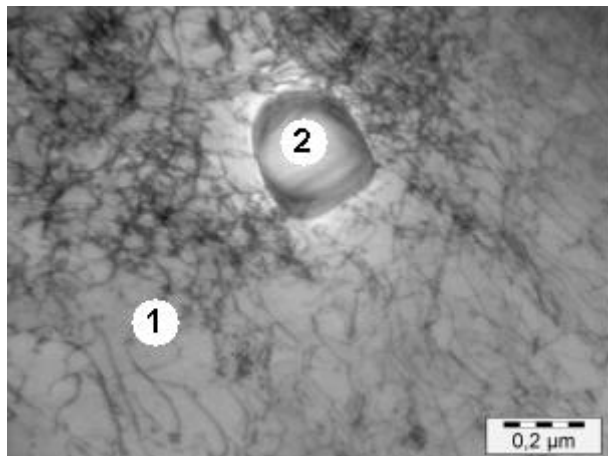
(b) reines WIG-Schweißgut: 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>

Bild 66: TEM-Aufnahmen an selbsttragenden Folien mit EDX-Analyse: Partikel an den Dendritengrenzen



Partikel	Zusammensetzung [at.-%]							Bemerkungen
	Ni	Cr	Fe	C	Al	Si	O	
1	10,7	8,3	2,2	15,9	1,6	6,5	8,1	Dendritenpartikel mit 44,3 % Y
2	51,9	23,8	9,4	9,2	2,1	-	3,6	Matrix

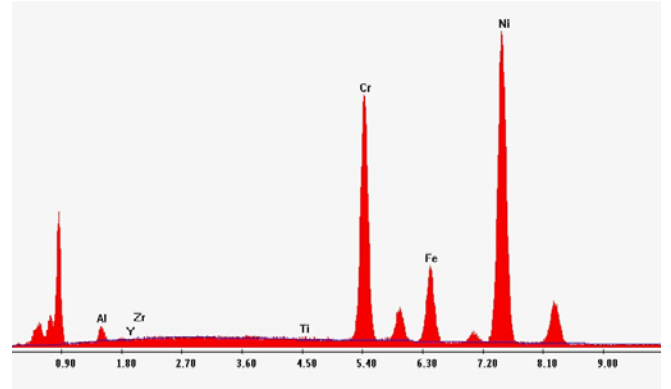
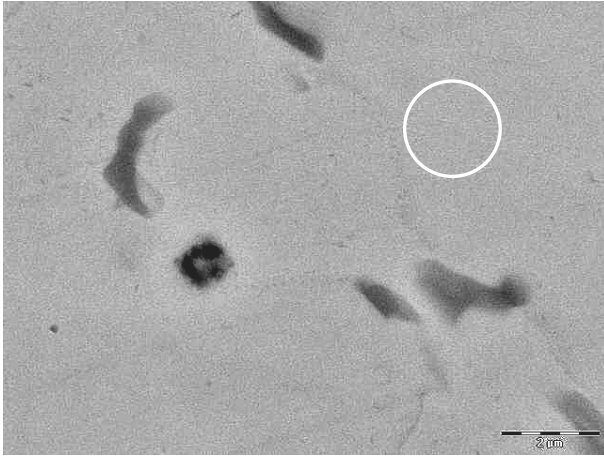
(a) reines Schweißgut: 100 % Ar



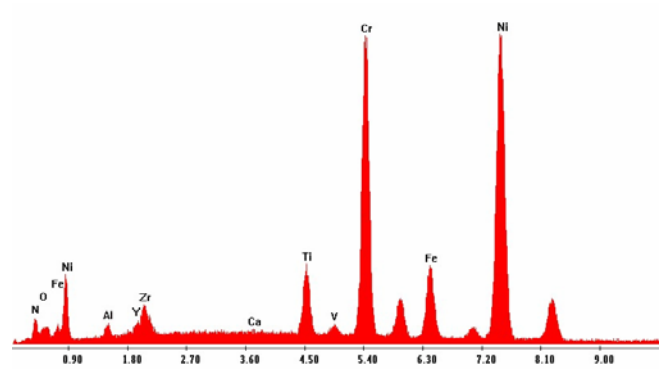
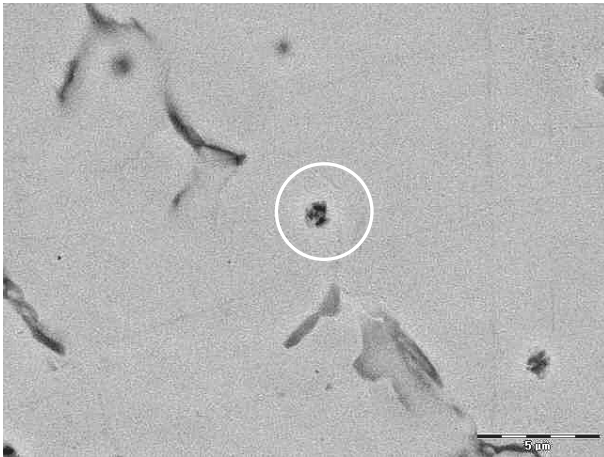
Partikel	Zusammensetzung [at.-%]							Bemerkungen
	Ni	Cr	Fe	C	Al	Si	O	
1	2,8	45,6	1,7	41,4	-	-	8,5	Dendritenpartikel (Cr-Karbid)
2	51,8	25,5	9,1	8,7	2,1	-	2,8	Matrix

(b) reines WIG-Schweißgut: 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>

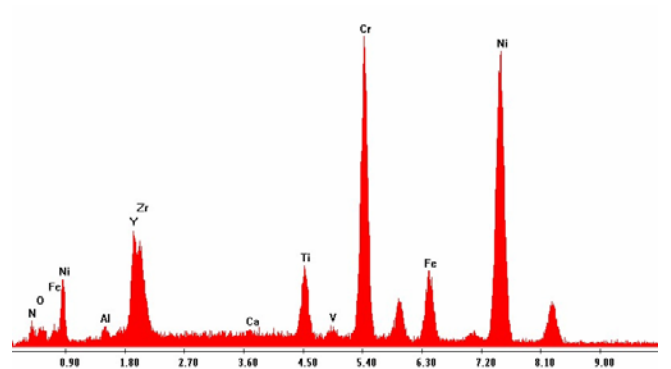
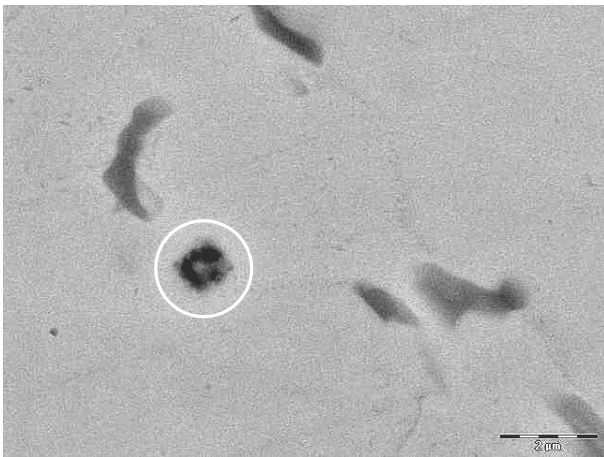
Bild 67: TEM-Aufnahmen an selbsttragenden Folien mit EDX-Analyse: Partikel in der Matrix



Dendritenmatrix



Partikel mit hohem Ti N-Gehalt



Partikel mit hohem Zr/Y N-Gehalt

Bild 68: Ergebnisse der EDX-Analysen an einer mit 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> im Schutzgas gefertigten reinen Schweißgutprobe

### 5.8.3 Ermittlung des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut unter Anwendung der ESMA-Flächenanalyse

Da die TEM-Analysen der im Schweißgutgefüge vorhandenen Partikel kaum Titan bzw. Zirkon nachwiesen, wurden an denselben Proben ESMA-Flächenanalysen am Institut für Füge- und Schweißtechnik der Technischen Universität Braunschweig durchgeführt.

Im Bild 69 sind die Ergebnisse dieser Analysen veranschaulicht. Die Farbskalen geben Aufschluss über die N<sub>2</sub>- und Ti-Konzentrationen in den jeweiligen Proben. Zunächst verdeutlichen die Bilder die hohen Stickstoffanteile mit durchschnittlich 0,09...0,112 % in der mit 5 % N<sub>2</sub>-Gehalt im Schutzgas gefertigten Schweißgutprobe im Gegensatz zur 100 % Ar-Schweißgutprobe, wo diese Analysen nur sehr geringe Stickstoffanteile (N<sub>2</sub>-Gehalt: 0,009 bis 0,027 %) ergaben. Ausgehend von den Darstellungen ist offensichtlich, dass das Element Titan den im Schweißgut der 95 % Ar / 5 % N<sub>2</sub>-Probe vorhandenen Stickstoff abbündet. Im Rahmen dieser Untersuchungen war es nicht möglich, eine ESMA-Analyse speziell für Zirkon oder Yttrium zu realisieren.

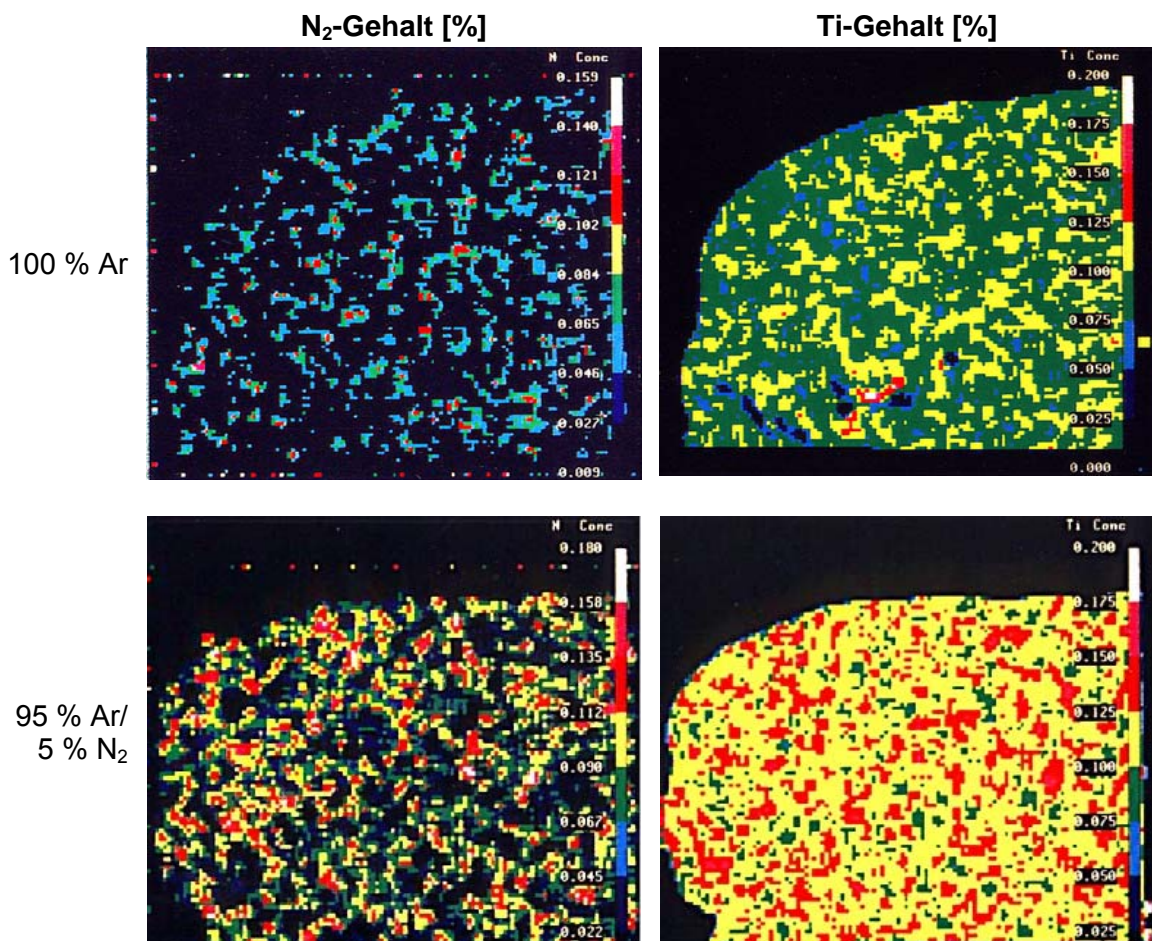


Bild 69: Ergebnisse der ESMA-Flächenanalysen



Durch die elektronenmikroskopischen Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass N<sub>2</sub>-Zugaben ein offensichtlich homogeneres Mikrogefüge bewirken, welches zudem durch eine weniger dichte Belegung der Dendritengrenzen mit feineren Karbiden charakterisiert ist. Die chemische Zusammensetzung der Matrix und der in ihr vorliegenden Partikel unterscheidet sich insbesondere in ihren Ni-, Cr-, Fe- und C-Gehalten. Bei den Partikeln, die sowohl an den Dendritengrenzen als auch in der umgebenden Matrix vorlagen, handelt es sich aufgrund des hohen Cr-Gehaltes um Cr-Mischkarbide mit teilweise hohen Anteilen an Ti, Y und Zr. EDX-Analysen an Proben mit hohen N<sub>2</sub>-Gehalten im Schweißgut wiesen zusätzlich Partikel mit hohen Anteilen an Stickstoff und Zirkon oder Yttrium nach. Das Vorliegen von hohen N<sub>2</sub>- und Ti-Konzentrationen in der mit Stickstoffzusatz gefertigten Schweißgutprobe bestätigen ergänzende ESMA-Flächenanalysen. Ausgehend von diesen Ergebnissen wird geschlossen, dass die Zugabe von Stickstoff das Ausscheiden chromreicher Ti-Karbonitride mit hohen Gehalten an Zr und/oder Y bewirkt. Dies führt offenbar zu einer Änderung der Morphologie und der chemischen Zusammensetzung der Mikrogefüge, die mit stickstoffhaltigen Schutzgasen gefertigt worden sind.

## **6 Zusammenfassung und Wertung der erreichten Ergebnisse**

Das Ziel der vorgelegten wissenschaftlichen Arbeit bestand darin, durch das Element Stickstoff neue Möglichkeiten zur Vermeidung von Heißrissen im WIG- und MSGp-Schweißgut von relevanten Vertretern hochwarmfester vollaustenitischer Ni-Basislegierungen zu untersuchen sowie die dabei auftretenden grundlegenden metallurgischen Wirkmechanismen zu klären. Die in diesem Zusammenhang zu erwartenden Erkenntnisse zur Schweißnahtqualität (Schweißnahtimperfectionen sowie mechanisch-technologische Eigenschaften) reiner Schweißgutproben waren als weitere wesentliche Untersuchungsschwerpunkte begleitend zu bewerten. Unter den Aspekten der Heißrissempfindlichkeit und der Praxisrelevanz wurden für die Untersuchungen als Grundwerkstoffe die hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen:

- NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr.: 2.4633; alloy 602 CA)
- NiCr23Fe (Werkstoff-Nr.: 2.4851; alloy 601 H)
- NiCr21Co12Mo (Werkstoff-Nr.: 2.4663; alloy 617)
- NiCr29Fe (Werkstoff-Nr.: 2.4642; alloy 690)

ausgewählt und unter Verwendung geeigneter Schweißzusätze mit dem WIG- und MSG-Impulslichtbogen-Prozess schweißtechnisch verarbeitet.

Durch die Untersuchungen wurde überzeugend nachgewiesen, dass das Element Stickstoff zur Heißrissminimierung in hochwarmfesten vollaustenitischen WIG- und MSGp-Schweißgütern nutzbar ist. Dieser metallurgische Effekt zeigt sich jedoch vorrangig nur an solchen hochlegierten vollaustenitischen Legierungssystemen, die ihre hohen Warm- und Zeitstandfestigkeiten über eine Primärchromkarbidhärtung erlangen. Dazu gehören die Ni-Basis-Legierungen NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) und in Ansätzen die Legierung NiCr23Fe (Werkstoff-Nr. 2.4851, alloy 601 H).

Die Prüfung und Bewertung der Heißrissneigung erfolgte für alle Grundwerkstoffe an fremdbeanspruchten Proben unter Anwendung des PVR-Tests sowie zusätzlich für die Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY an selbstbeanspruchten Proben durch Herstellung von Doppelkehlnähten. Der PVR-Test erfolgte sowohl durch die Fertigung von Blindraupen mit dem WIG-Prozess als auch durch die Herstellung von Auftragraupen mit dem MSG-Impulslichtbogenprozess unter Verwendung verschiedener Schutzgase bzw. stickstoffhaltiger Schutzgas-mischungen. Als Kriterium zur Bewertung der Heißrissbeständigkeit an den fremdbeanspruchten Proben wurde die kritische Verformungsgeschwindigkeit herangezogen, welche Aussagen über die Heißrissbeständigkeit der Legierungen bzw. Schweißgüter erlaubt.

Die Untersuchungsergebnisse des PVR-Tests an den WIG-Blindraupen haben gezeigt, dass das Element Stickstoff die Heißrissbeständigkeit der hochwarmfesten Ni-Basislegierungen NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) und NiCr23Fe (Werkstoff-Nr. 2.4851, alloy 601 H) verbessert. Im Gegensatz dazu ist dieser metallurgische Effekt bei den anderen untersuchten Legierungen NiCr29Fe (Werkstoff-Nr. 2.4642, alloy 690) und NiCr21Co12Mo (Werkstoff-Nr. 2.4663, alloy 617) nicht zu verzeichnen. Bei diesen Legierungen war lediglich tendenziell zu erkennen, dass sich geringere Stickstoffgehalte im Schutzgas günstiger auf das Heißrissverhalten auswirken als höhere N<sub>2</sub>-Beimengungen.

Auch bei den MSGp-Auftragraupen wirkten sich höhere N<sub>2</sub>-Gehalte sowie Anteile an He und CO<sub>2</sub> im Schutzgas nur auf die Heißrissbeständigkeit des Zusatzwerkstoffes SG-NiCr25FeAlY in Kombination mit dem Grundwerkstoff NiCr25FeAlY und eingeschränkt mit dem Grundwerkstoff NiCr23Fe fördernd aus. Die anderen mit den Zusatzwerkstoffen SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo gefertigten Auftragraupen wiesen diesen heißrissvermindernden Effekt infolge zunehmender Stickstoffgehalte im Schutzgas nur lückenhaft auf. Dieses Heißrissverhalten bestätigte sich durch die Bewertung an den blecheben abgearbeiteten Auftragraupen ebenfalls. Der wesentliche Unterschied gegenüber der vorhergehenden Auswertung besteht allerdings darin, dass der erste Anriss auf den abgearbeiteten Schweißraupen meistens wesentlich früher auftritt. Infolge dessen sind die Werte für die kritischen Verformungsgeschwindigkeiten insgesamt kleiner, verglichen zu den Werten der nicht abgearbeiteten Auftragraupen.

Die chemischen Zusammensetzungen der verschiedenen WIG- und MSGp-Schweißgutproben aus der Kombination des Grundwerkstoffes NiCr25FeAlY mit dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY zeigten mit Ausnahme des Legierungselements Stickstoff keine wesentlichen Unterschiede in Abhängigkeit der eingesetzten Schutzgas-mischungen mit variierten N<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas. Einen deutlichen Einfluss auf die zu erwartenden Stickstoffgehalte im Schweißgut hat der Schweißprozess. Bei gleichem Stickstoffanteil im

Schutzgas sind beim WIG-Schweißen deutlich höhere Stickstoffgehalte im Schweißgut erreichbar als beim MSGp-Schweißen. Bei einem N<sub>2</sub>-Gehalt von ca. 1600 ppm im WIG-Schweißgut ist die Löslichkeitsgrenze für Stickstoff erreicht, und es kommt zu einer sehr starken sprühregenartigen Spritzerbildung während des Schweißens.

Typisch für das Schweißen von NiCr25FeAlY ist die Bildung von hochschmelzenden Oxidpartikeln auf der Schweißnaht unabhängig vom Schweißprozess und von den Stickstoffzumischungen im Schutzgas. Für eine hohe Prozessstabilität und gute mechanisch-technologische Eigenschaften wird empfohlen, diese Partikel beim Mehrlagenschweißen von der Schweißnahtoberfläche durch Beschleifen der einzelnen Lagen zu entfernen.

Ein Einfluss ansteigender Stickstoffgehalte im WIG- und MSGp-Schweißgut auf die mechanisch-technologischen Gütewerte des Schweißgutes von SG-NiCr25FeAlY war nicht signifikant nachweisbar, da diese Eigenschaften in sehr starkem Maße durch die Abhängigkeit vom Wärmeeintrag und beim Mehrlagenschweißen ergebenden Änderungen in der Morphologie und der Art der sich ausscheidenden Primärchromkarbide bestimmt werden.

Zudem war ein direkter Vergleich der mechanisch-technologischen Eigenschaften zwischen den mit reinem Argon und mit Stickstoffzugabe gefertigten Schweißgutproben unmöglich, da die unter 100 % Argon geschweißten Proben stark rissbehaftet waren. Ermittelt wurde, dass die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen der mit den stickstoffhaltigen Schutzgasen hergestellten WIG- und MSGp-Schweißgutproben deutlich über den vom Werkstoffhersteller gestellten Mindestanforderungen für das reine Schweißgut des Schweißzusatzes SG-NiCr25FeAlY liegen. Als wesentliches Beurteilungskriterium erweist sich bei dieser Legierung die Bruchdehnung A<sub>5</sub>. Hier wird der vom Werkstoffhersteller geforderte Mindestwert von 25 % nur von ausgewählten Schweißgutproben erreicht. Dabei war auffällig, dass die MSGp-Schweißgüter häufig etwas höhere Bruchdehnungen als die WIG-Schweißgüter erreichten.

Bei den WIG-Auftragschweißungen wiesen die mit den Schutzgasgemischen 97 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> und 96,3 % Ar / 3 % N<sub>2</sub> / 0,7 % H<sub>2</sub> gefertigten Schweißgüter die höchste Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Zähigkeit auf, wobei festgestellt werden muss, dass die Differenzen gegenüber den anderen mit stickstoffhaltigen Schutzgasen gefertigten WIG-Schweißgütern gering sind.

Auch die Festigkeits- und Zähigkeitswerte der reinen MSGp-Schweißgutproben zeigen in Abhängigkeit der N<sub>2</sub>-Zumischungen zum Argon sowie zusätzlicher He- und CO<sub>2</sub>-Anteile zwar Differenzen, weisen aber keine eindeutige Tendenz auf.

Die Zugabe von Stickstoff zum Schutzgas Argon beim MSGp-Schweißen erfordert zur Gewährleistung eines stabilen und kurzschlussfreien Schweißprozesses mit einem Ein-Tropfen-Pro-Impuls-Werkstoffübergang eine entsprechende Anpassung der Impulsparameter. Zusätzliche Zugaben von He allein oder auch in Kombination mit CO<sub>2</sub> erfordern gegebenenfalls weitere Anpassungen.



In einem weiteren Untersuchungsschwerpunkt sollte die Übertragbarkeit des beschriebenen positiven N<sub>2</sub>-Einflusses, der sich für die schweißtechnische Verarbeitung der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY gezeigt hat, auch für weitere praxisrelevante hochwarmfeste und zugleich heißrissensible Ni-Basislegierungen untersucht werden. Der Schweißprozess für die Herstellung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Zusatzwerkstoff SG-NiCr22Co12Mo war für alle eingesetzten Schutzgase durch einen stabilen, spritzerarmen Verlauf charakterisiert. Im Gegensatz dazu kam es bei der Verarbeitung des Schweißzusatzes SG-NiCr29Fe unter allen Schutzgasen zu einer Spritzerbildung. Diese war besonders stark bei reinem Argon und mit dem Schutzgasgemisch 20 % Ar / 80 % N<sub>2</sub>.

Der Stickstoffgehalt im Schweißgut stieg für beide Schweißzusätze mit zunehmenden N<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas deutlich. Offensichtlich war hier der höhere Anstieg bei den Schweißgütern aus SG-NiCr29Fe. Wie schon bei den MSGp-Proben aus SG-NiCr25FeAlY ist für SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo unter dem Schutzgas 80 % Ar / 20 % N<sub>2</sub> die geringste N<sub>2</sub>-Zunahme zu verzeichnen. Die chemische Zusammensetzung der Schweißgutproben aus SG-NiCr29Fe wie auch aus SG-NiCr22Co12Mo änderten sich sowohl gegenüber dem jeweiligen Schweißzusatz im Ausgangszustand als auch in Abhängigkeit der eingesetzten Schutzgasgemische kaum.

Die durch den Kerbschlagbiegeversuch ermittelte Kerbschlagzähigkeit und -arbeit ließen erkennen, dass zunehmende N<sub>2</sub>-Gehalte im Schutzgas für beide Schweißzusätze ebenso wie für den Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (mit Ausnahme des unter 88 % Ar / 12 % N<sub>2</sub> gefertigten MSGp-Schweißgutes aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe) zu keiner Verbesserung der Kerbschlagwerte führt. Gegenüber den mit den 2-Komponenten-Gasen Argon und Stickstoff gefertigten Schweißgütern erreichten die unter reinem Argon gefertigten Proben sogar höhere Kerbschlagwerte. Eine ähnliche Tendenz weisen auch die Härtewerte der Schweißgüter auf. Hier erreichen für beide Schweißzusätze diejenigen Schweißgutproben das höchste Härteniveau, die unter reinem Argon sowie mit 20 % N<sub>2</sub>-Zusatz im Schutzgas gefertigt wurden, wenngleich die Unterschiede zu den anderen Schweißgutproben gering sind.

Wie die Untersuchungen gezeigt haben, führt das Schutzgas Argon 4.6 beim artgleichen WIG- und MSG-Impulslichtbogenschweißen der Ni-Basis-Legierungen NiCr25FeAlY zu einer starken Heißrissbildung im gesamten Schweißgut. Schon 1 % N<sub>2</sub>-Zumischung zum Argon beim WIG-Schweißen verhindert das Auftreten von Makroheißrissen. Mit 3 % N<sub>2</sub>-Zugabe wird dann auch das Auftreten von Mikroheißrissen unterbunden. Die Ergebnisse der elektronenmikroskopischen Untersuchungen zeigten, dass die Mikrogefüge bezüglich ihrer Morphologie und chemischen Zusammensetzung in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut prägnante Unterschiede aufweisen. Während das Mikrogefüge des unter Argon hergestellten Schweißgutes durch das Auftreten lang gestreckter glatter primärer Chromkarbide an den Dendritengrenzen und vereinzelt in der Matrix auftretender kleiner kompakter Cr-Karbide charakterisiert ist, zeigen die mit hohen Stickstoffgehalten gefertigten Schweißgüter die Tendenz einer steigenden Anzahl von Matrixpartikeln im Schweißgut. Diese lang gestreckten glatten Karbide an den Dendritengrenzen, die gegenüber der austenitischen Grundmatrix deutlich spröder und härter sind, bilden die Ursache für die hohe Heißrissneigung von NiCr25FeAlY. Zusätzlich durchgeführte EDX-Analysen auf den Rissflächen

einer mit 100 % Argon geschweißten Probe zeigten zahlreiche Partikel auf diesen Rissflächen, die signifikant hohe Anteile an Cr, Al und Y aufweisen.

Ergänzende EDX-Analysen an einer mit 20 % N<sub>2</sub>-Gehalt im Schutzgas gefertigten Schweißgutprobe ergaben, dass die im Schweißgut mit steigenden N<sub>2</sub>-Anteilen im Schutzgas mengenmäßig zunehmenden, unregelmäßig geformten Matrixpartikel hohe Anteile an Stickstoff sowie Titan, Zirkon und / oder Yttrium aufweisen. Die über das Schutzgas zugeführten Stickstoffgehalte scheiden sich offensichtlich als Ti-, Zr- und Y-Karbonitride in der umgebenden Matrix aus. Die genannten metallurgischen Mechanismen werden nur durch eine merkliche Anhebung des Stickstoffniveaus im Schweißgut möglich, welches bei den durchgeführten Versuchen über das Schutzgas zugeführt wurde.

Ausgehend von den vorliegenden Untersuchungsergebnissen und den daraus resultierenden Erkenntnissen wird über die Möglichkeit zur Beeinflussung der Heißrissneigung im Schweißgut von praxisrelevanten Vertretern hochwarmfester vollaustenitischer sowie heißrissensibler Nickel-Basislegierungen über die Zuführung von Stickstoff als Schutzgas-Komponente zum inerten Basisgas Argon folgendes abschließendes Fazit gezogen.

Das kostengünstige und gut verfügbare Element Stickstoff kann dem Schutzgas ohne nennenswerte Mehraufwendungen zugefügt werden. Durch die Untersuchungen wurde nachgewiesen, dass Stickstoff zur Erhöhung der Heißrissbeständigkeit in hochwarmfesten vollaustenitischen WIG- und MSGp-Schweißgütern nutzbar ist. Der metallurgisch positive Effekt von Stickstoff zeigt sich jedoch vorrangig für die Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr.: 2.4633; alloy 602 CA) und in begrenztem Maße für die Legierung NiCr23Fe (Werkstoff-Nr.: 2.4851; alloy 601 H), die beide ihre hohen Warmfestigkeiten vorrangig über die Primärkarbidhärtung erlangen. Für die mechanisch-technologischen Eigenschaften zwischen den mit unterschiedlichen stickstoffhaltigen Schutzgasen gefertigten WIG- und MSGp-Schweißgütern aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr.: 2.4649; FM 602 CA) sind die Differenzen gering gewesen, so dass eine positive Tendenz steigender N<sub>2</sub>-Gehalte nicht eindeutig feststellbar war. Die nachgewiesene Erhöhung der Heißrissbeständigkeit der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY mit zunehmenden Stickstoffgehalten im Schweißgut wird auf das Zusammenwirken verschiedener metallurgischer Wirkungen des Stickstoffs im Schweißgut zurückgeführt. Auf Grundlage der vorliegenden Resultate werden diese wie folgt begründet:

1. Ursache für die Heißrisse ist das Vorliegen lang gestreckter glatter primärer Chromkarbide an den Dendritengrenzen.
2. Durch die Zugabe von Stickstoff kommt es in der Werkstoffmatrix zu einer Ausscheidung chromreicher Ti-Karbonitride mit teilweise hohen Zr- und/oder Y-Anteilen. Dies führt zu einer steigenden Dichte an Matrixpartikeln und dadurch zu einer zunehmenden Verfeinerung des Mikrogefüges.
3. Infolge dieser Ausscheidung sind die Dendritengrenzen weniger kompakt mit Chromkarbiden belegt. Die vorliegenden Chromkarbide sind zudem feiner und häufig federartig ausgebildet.

Auf Grundlage der vorliegenden Ergebnisse werden für die hochwarmfeste vollaustenitische Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY unter Berücksichtigung der gewählten Schweißparameter für die Gewährleistung einer hohen Lichtbogenstabilität und eines guten Benetzungsverhaltens

der Ni-Basis-Schmelze als N<sub>2</sub>-Zusatzungen beim WIG-Schweißen prozentuale Gehalte von 1 und 3 % sowie beim MSGp-Schweißen von 5 und 12 % empfohlen. Beim MSGp-Prozess wirken sich zudem entsprechende Zusätze an He und/oder CO<sub>2</sub> zum Schutzgas positiv auf das Schweißprozessverhalten aus.

Für die untersuchten Ni-Basislegierungen NiCr29Fe (2.4642; alloy 690) und NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617) ließ sich ein heißrisssminimierender Effekt durch zunehmende Stickstoffgehalte im Schutzgas nicht eindeutig nachweisen. Auch auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des artgleichen reinen Schweißgutes war ein positiver Einfluss durch N<sub>2</sub>-Anteile im Schutzgas nicht erkennbar. Es wird vermutet, dass die Ursache für die nicht nachweisbare positive Stickstoffwirkung in den Mechanismen zur Festigkeitssteigerung zu sehen ist. Im Gegensatz zu den Ni-Basislegierungen NiCr25FeAlY und NiCr23Fe erlangen die Legierungen NiCr29Fe und NiCr21Co12Mo ihre Warm- und Zeitstandfestigkeiten nicht durch die Primärkarbidhärtung, sondern durch die Mischkristall-, Ausscheidungs- und Karbidhärtung. Nach der Primärchromkarbidhärtung liegen in der Grundwerkstoffmatrix homogen verteilte Primärchromkarbide vor. Durch die genannten anderen Aushärtemechanismen bilden sich hingegen Gefüge aus, die zwar auch feinverteilte Karbide aufweisen, welche jedoch wesentlich weniger und nicht gleichmäßig in der Grundwerkstoffmatrix vorliegen. Dies wird wahrscheinlich auch bedingen, dass die untersuchten Ni-Basislegierungen in Abhängigkeit der Art ihrer erlangten Festigkeitssteigerung neben ihrer unterschiedlichen Gefügecharakteristik auch ganz andere Eigenschaften aufweisen und die Erkenntnisse der primärchromgehärteten Ni-Basislegierungen deshalb nicht auf die anderen untersuchten Ni-Basislegierungen übertragbar sind.

## 7 Schrifttum

- [1] Ameling, D.; Brill, U.: Eigenschaften und Anwendungsbeispiele moderner Nickelbasislegierungen.  
Technische Mitteilungen Krupp, Heft 1 (1998), S. 19-26.
- [2] Anik, S.; Dorn, L.: Metallphysikalische Vorgänge beim Schweißen von Nickelwerkstoffen – Einfluss der Werkstoffzusammensetzung.  
Schweißen und Schneiden, Heft 9 (1983), 8S. 445-450.
- [3] DVS-Merkblatt 0601: Schweißen von Nickel und Nickellegierungen.  
DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, 1998.
- [4] Holtz, R.: Die Verwendung des kombinierten Nd:YAG-Laser-WIG-Verfahrens zum Schweißen von Nickelbasiswerkstoffen.  
Dissertation, 2001, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.
- [5] Diekmann, H.; Finke, M.: Nickelbasiswerkstoffe – Arten, Eigenschaften, Einsatzbereiche.  
DVS-Berichte Band 211, DVS-Verlag Düsseldorf GmbH (2001), S. 72-77.
- [6] Brill, U.: Hochtemperaturwerkstoffe: Entwicklung, Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten.  
Habilitation, 1997, RWTH Aachen.
- [7] DIN EN 10088-1: Nichtrostende Stähle.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, August 1995.
- [8] DIN EN 10302: Hochwarmfeste Stähle, Nickel- und Kobaltlegierungen.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, September 2002.
- [9] DIN EN 10095: Hitzebeständige Stähle und Nickellegierungen.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, Mai 1999.
- [10] Zinke, M.: Schweißen von Hochleistungswerkstoffen.  
Vorlesungsskript, IFST, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.
- [11] Heubner, U. u. a.: Nickelwerkstoffe und hochlegierte Sonderedelstähle – Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung.  
Kontakt & Studium Band 153, expert-Verlag 2002.
- [12] Wende, U.: Untersuchungen zum Auftragschweißen mit ausscheidungshärtbaren Nickelbasis-Superlegierungen.  
Dissertation, 2002, Technische Universität Clausthal.
- [13] Brill, U.: Hochtemperaturwerkstoffe in der Prozesstechnik.  
Konstruktion 55 (2003) 5, S. IW 5-IW 7.
- [14] Brill, U.: Neue warmfeste Nickel-Basis-Legierung für Einsatztemperaturen bis zu 1200 °C.  
VDI-Bericht Nr. 1021, S. 143-155, VDI Verlag Düsseldorf 1993.
- [15] Krupp VDM: Hochtemperaturwerkstoffe der Krupp VDM für den Anlagenbau.  
Krupp VDM Report Nr. 25, September 1999.
- [16] Zinke, M.: Eigenschaften von Schweißverbindungen korrosionsbeständiger Hochtemperaturwerkstoffe.  
Forschungsantrag zur Einreichung beim DVS Düsseldorf, 1997.

- [17] Krupp VDM: Nicrofer 6023 H – alloy 601 H.  
Werkstoffdatenblatt 4103, Februar 1995.
- [18] Krupp VDM: Nicrofer 5520 Co – alloy 617.  
Werkstoffdatenblatt-Nr. 4119, Oktober 1990.
- [19] Brill, U.: Developments in nickel alloy metallurgy for combating high temperature modes of degradation.  
Konferenz-Einzelbericht: Stainless Steel World 2002, 12.-14.02.2002, S. 298-306.
- [20] Brill, U.: Developments in high temperature alloy metallurgy for industrial applications up to 1200 deg C.  
Konferenz-Einzelbericht: 2<sup>nd</sup> Stainless Steel World 2001, 13.-13.11.2001, S. 297-304.
- [21] Brill, U.: Eigenschaften und Einsatzgebiete der neuen warmfesten Legierung Nicrofer 6025 HT.  
Stahl, Heft 3 (1994), S. 32-35.
- [22] Brill, U.: Nicrofer 6025 HT – Porträt eines neuen Werkstoffes.  
Metal Times, Werdohl, Band 12 (1994), S. 52-53.
- [23] Bauer, S.: Optimierung der schweißtechnischen Verarbeitung ausscheidungshärtbarer Eisen- und Nickel-Basis-Legierungen.  
Dissertation, 2002, Technische Universität Clausthal.
- [24] Chrzanowski, U.: Untersuchungen der Heißrissbildung an reparaturgeschweißten Gasturbinenschaufeln.  
Diplomarbeit Fachbereich Maschinenbau, Technische Fachhochschule Berlin, 1993.
- [25] Brill, U.: Einfluss des C-Gehaltes auf die Gefügeausbildung der hochwarmfesten Nickelbasislegierung NiCr25FeAlY.  
Metallwissenschaft und Technik, Heft 12 (1996), S. 798-804.
- [26] Brill, U.: Möglichkeiten der Karbidverfestigung von umformbaren Nickelbasislegierungen.  
Metall 52 (1998) 6, S. 351-354.
- [27] Wilken, K.; Bauer, S.: Prüfung der Mikrorissanfälligkeit in der Wärmeeinflusszone beim Schweißen von voll-austenitischen CrNi-Stählen, CuNi- und Ni-Basislegierungen.  
Abschlußbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 9745 (DVS-Nr. 1.244), Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin 1997.
- [28] Baar, B., Hofmann, F. u. a.: Gefügeausbildung einiger Hochtemperaturwerkstoffe auf Nickelbasis.  
Konferenz-Einzelbericht: Sonderbände der Praktischen Metallographie, Metallographie-Tagung 16.-18.09.1987, Band 19 (1988), S. 511-524.
- [29] Klauschies, U.: MIG/MAG-Impulsschweißen des Werkstoffes Nicrofer 6023 H.  
Diplomarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1992.
- [30] Denker, T.: Schweißen von Nicrofer 6025 HT.  
Diplomarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1993.
- [31] Zoll, A.: UP-Verbindungsschweißen von Nicrofer 6025 HT.  
Diplomarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1994.
- [32] Weber, B.: UP-Schweißen der Superlegierung Nicrofer 6025 HT.  
Diplomarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1995.
- [33] Szmaglinski, S.: Schweißen von Superlegierungen.  
Diplomarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1997.

- [34] Rudolph, G.; Hoffmann, T.: Verbesserung der Schweißtechnik und Schweißbeignung von Nickellegierungen. Teil 1: Kenntnisstand und Schweißverfahren.  
Metall 41 (1987) 10, S. 988-996.
- [35] Rudolph, G.; Hoffmann, T.: Verbesserung der Schweißtechnik und Schweißbeignung von Nickellegierungen. Teil 2: Schweißversuche, Nachfolgeuntersuchungen, Diskussion.  
Metall 41 (1987) 12, S. 1210-1220.
- [36] Killing, R.: Schutzgase zum Lichtbogenschweißen - Einteilung und physikalische Eigenschaften.  
der praktiker 45 (1993) 6, S. 326-330.
- [37] Killing, R.: Schutzgase zum Lichtbogenschweißen - Einteilung und physikalische Eigenschaften.  
der praktiker 45 (1993) 8, S. 448-457.
- [38] Stenke, V.: Besonderheiten und Eigenschaften von Mehrkomponentengasen in der Schweißtechnik.  
Linde AG, Sonderdruck 20 (1992).
- [39] Geipl, H.: Metallschutzgas-Schweißen von Nickel-Werkstoffen.  
Technica, (1997) 25-26, S. 56-62.
- [40] Stenke, V.: Schweißschutzgase mit geringen Zumischkomponenten – Eigenschaften und Anwendungsbeispiele.  
Stahl (1996), S. 43-45.
- [41] Farwer, A.: Auswahl der Schutzgase zum Metall-Schutzgasschweißen. Jahrbuch der Schweißtechnik.  
DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf (1990) S. 83-87.
- [42] Petersens, R.; Runnerstam, O.: Die Wahl von Schutzgasen zum Schweißen von nichtrostenden Stählen.  
Svetsaren 47 (1993) 2, S. 11-15.
- [43] Böhme, D.: Schutzgase – Physikalische Eigenschaften als Grundlage für die Entwicklung und den optimalen Einsatz von Gasen und Gasgemischen in der Schweißtechnik.  
Große Schweißtechnische Tagung 1989, DVS-Berichte Band 127, S. 78-91.
- [44] King, L. A.: The positive column of high- and low current arcs.  
Applied Scientific Research Bd. 5B (1955), S. 189.
- [45] Ludwig, H. C.: Plasma energy transfer in gas shielded welding arcs.  
Welding Journal 38 (1959) 7, S. 296s-300s.
- [46] Produktinformation: Schweißschutzgase – Innovation, Beratung, Anwendung.  
Firma Linde Gas AG (Januar 2001).
- [47] Klingauf, S.: Theorie zum Entstehen von Heißrissen in hochoberwärmten Werkstoffbereichen.  
Schweißen und Schneiden, Heft 7 (1980), S. 258-263.
- [48] Killing, R.: Schweißtechnische Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen.  
Jahrbuch Schweißtechnik 1993, DVS-Verlag Düsseldorf GmbH (1993), S. 182-191.
- [49] DVS-Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren – Grundlagen.  
DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, Ausgabe 11 / 1996.

- [50] prEN ISO 17641-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1: Allgemeines.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, November 2003.
- [51] Hensworth, B.; Boniszweski, T. u. a.: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys.  
Metal construction and British Welding Journal, Heft 1 (1969), S. 5-10.
- [52] Borland, J. C.; Younger, R. N.: Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels.  
British Welding Journal, Heft 3 (1960), S. 22-59.
- [53] Homber, G.; Wellnitz, G.: Über die Heißrissempfindlichkeit beim Schweißen von Stählen.  
Schweißen und Schneiden, Heft 3 (1975), S. 90-93.
- [54] Schönherr, W.: Rissempfindlichkeit von Stählen – Beispiele für Kaltrisse, Wiedererwärmungsrisse und Heißrisse.  
der praktiker, Heft 5 (1993), S. 258-263.
- [55] Prochorov, N.N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen bei Schweißen.  
Schweißtechnik (Berlin), Heft 1 (1968), S. 8-11.
- [56] Wilken, K.; Heuser, H.: Heißrissverhalten von Chrom-Nickel-Stählen und Nickelbasiswerkstoffen.  
Konferenz-Einzelbericht: Schweißen im Anlagen- und Behälterbau, München, 19.-21. Februar 1997, DVS-Berichte Band 183 (1997) S. 29-35.
- [57] Matsuda, F.; Nakagawa, H. u. a.: Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels – Report III: Effect of strain rate on cracking threshold in weld metal during solidification.  
Transactions of JWRI, Heft 2 (1977), S. 37-46.
- [58] Beckert, M.; Herold, H.: Kompendium der Schweißtechnik – Band 3: Eignung metallischer Werkstoffe zum Schweißen.  
Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 128/3, DVS-Verlag Düsseldorf GmbH (2002).
- [59] Wilken, K.: Aussagefähigkeit von Warmrissprüfverfahren für die Warmrissicherheit von Bauteilen.  
Chemische Ingenieur-Technik, Heft (1972), S. 777-783.
- [60] DIN 50129: Prüfung metallischer Werkstoffe; Prüfung der Rissanfälligkeit von Schweißzusatzwerkstoffen.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, Oktober 1973.
- [61] DVS-Merkblatt 1004-3: Heißrissprüfung mit selbstbeanspruchten Proben.  
DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, 1990.
- [62] prEN ISO 17641-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1: Selbstbeanspruchende Prüfungen.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, November 2003.
- [63] Wilken, K.: Gebräuchliche Heißrissprüfverfahren im Vergleich.  
Schweißen und Schneiden, Heft 4 (1985), S. 170-174.

- [64] prEN ISO 17641-3: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1: Fremdbeanspruchte Prüfungen.  
Beuth-Verlag GmbH Berlin, November 2003.
- [65] Herold, H.; Streitenberger, M.; Pchennikov, A.: Hot Cracking Theory by Prokhorov and Modelling of the PVR-Test.  
IIW-Dokument IX-1969-00, 2000.
- [66] Zinke, M.: Heißrissprüfung mit dem PVR-Test.  
Persönliche Mitteilung, September 2003.
- [67] Klug, P.: Beitrag zur Prüfung der Heißrissanfälligkeit von hochlegierten Schweißzusatzwerkstoffen.  
Dissertation, 1980, Technische Universität Graz.
- [68] Rabensteiner, G.; Tösch, J.: Heißrissuntersuchungen an chemisch beständigen Schweißgütern mit dem neuentwickelten PVR-Test.  
Schweißtechnik (Wien), Heft 12 (1980), S. 213-217.
- [69] DVS-Merkblatt 1004-2: Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben.  
DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, 1996.
- [70] Herold, H. u. a.: Innovative Fügetechniken für die Produktion von morgen.  
Studie, erarbeitet im Auftrag des DVS e. V. Düsseldorf, Januar 2000.
- [71] Streitenberger, M.: Einflüsse auf die Heißrissneigung.  
Persönliche Mitteilungen, August 2003.
- [72] Krafka, A.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung.  
DVM-Bericht 232, Berlin 2000, S. 161-171.
- [73] Gottschalck, H.: Schweißen vollaustenitischer Stähle.  
Kolloquium „Heißrisse“, SLV-Duisburg, 1977.
- [74] Müsch, H.: Heißrisse und ihre Entstehung.  
Kolloquium „Heißrisse“, SLV Duisburg, 1977.
- [75] Horn, V.: Zusammenhänge zwischen Korngrenzenausscheidungen und interkristallinen Rissen in vollaustenitischem Schweißgut“.  
ZIS-Mitteilungen, Heft 3 (1967), S. 441-451.
- [76] Masumoto, I.; Tamakai, K.: Einfluss der Primärkristallisation bei peritektischer Reaktion auf die Heißrissneigung von Stahlschweißgut.  
Schweißen und Schneiden, Heft 11 (1975), S. 450-454.
- [77] Lippold, J. C.; Savage, W. F.: Solidification of austenitic stainless steel weldmants- Part III: The effect of solidification behaviour on hot cracking susceptibility.  
Welding Journal, Heft 12 (1982), S. 388-396.
- [78] Elmer, J. W.: The thermal expansion characteristics of stainless steel weld metal.  
Welding Journal, Heft 9 (1982), S. 293-301.
- [79] Ernst, S. C.: Weldability studies of Haynes 230 alloy.  
Welding Journal, Heft 4 (1994), S. 80-89.
- [80] Dixon, B.: Weld metal solidification cracking in ferritic steels – a review.  
Australian Welding Journal, Heft 4 (1981), S. 23-30.



- [81] Dahl, W.; Düren, C. u. a.: Ursachen der Heißrissbildung in Schweißverbindungen eines niobstabilisierten Stahles mit 16 % Cr und 16 % Ni.  
Stahl und Eisen, Heft 18 (1973), S. 805-812.
- [82] Dahl, W.; Düren, C. u. a.: Einfluss verschiedener Legierungselemente auf die Heißrissanfälligkeit eines austenitischen Stahles beim Schweißen.  
Stahl und Eisen, Heft 18 (1973), S. 813-822.
- [83] Cullen, T. M.; Freeman, J. W.: Metallurgical factors influencing hot ductility of austenitic steel piping at weld heat-affected zone temperatures.  
Journal of Engineering for Power, Heft 4 (1963), S. 151-164.
- [84] Homberg, G.: Untersuchungen zur Heißrissneigung vollaustenitischer unstabilisierter Stähle des Typs X3CrNi 16 16 beim UP-Schweißen.  
Dissertation, 1976, RWTH Aachen.
- [85] Spähn, H.; Müller, E.: Bestimmung des Ferritgehaltes in austenitischem Schweißgut.  
Technische Überwachung, Heft 8 (1976), S. 406-413.
- [86] Schmidtman, E.; Homberg, G.: Einfluss der chemischen Zusammensetzung und der Schweißparameter auf die Erstarrungsrisbildung von vollaustenitischem Unterpulverschweißgut.  
Schweißen und Schneiden, Heft 12 (1976), S. 470-474.
- [87] Böhme, D.; Heuser, H.: Einfluss der Schweißparameter auf die Erstarrungsrisbildung von unlegiertem Unterpulverschweißgut.  
Schweißen und Schneiden, Heft 3 (1984), S. 109-112.
- [88] John, R.: Hot cracking in 5 % nickel steel weld metal.  
Metal Construction, Heft 4 (1972), S. 127-132.
- [89] Killing, R.: Handbuch der Schweißverfahren – Teil 1: Lichtbogen-Schweißverfahren.  
Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 76/I, DVS-Verlag Düsseldorf GmbH (1991).
- [90] Folkhardt, E.: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle.  
Springer Verlag, Wien New York (1988).
- [91] Schitnikow, N. P.: Technologische Festigkeit des austenitischen Cr-Ni-Schweißgutes in Abhängigkeit vom N<sub>2</sub>-Gehalt.  
Svarostnoe Proizvodstvo, Heft 3 (1981), S. 14-16.
- [92] Böhme, D.: Schutzgase – Physikalische Eigenschaften als Grundlage für die Entwicklung und den optimalen Einsatz von Gasen und Gasgemischen in der Schweißtechnik.  
Große Schweißtechnische Tagung 1989, DVS-Berichte Band 127, S. 78-91.
- [93] Produktinformation: Schweißschutzgase – Innovation, Beratung, Anwendung.  
Firma Linde Gas AG (Januar 2001).
- [94] Zinke, M.: Aufdeckung und Nutzung der Wirkungen von Stickstoffbeimengungen im Schutzgas und im Schweißzusatz beim Schweißen heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen.  
Forschungsantrag zur Einreichung beim DVS Düsseldorf, 1999.
- [95] Sölch, R.; Ammann, T. u. a.: Einsatz und schweißtechnische Verarbeitung des hochwarmfesten Nickelbasiswerkstoffes Nicrofer 6025 HT.  
Konferenz-Einzelbericht: Schweißen im Anlagen- und Behälterbau, München, 19.-22. Februar 2002, DVS-Berichte Band 219 (2002), S. 59-65.

- [96] Hoffmann, T.: Praxiserfahrungen beim Schweißen von Nickelbasislegierungen und hochlegierten Sonderedelstählen.  
Konferenz-Einzelbericht: Korrosionsbeständige Werkstoffe für Chemie-, Energie- und Umwelttechnik, Institut für Korrosionsschutz (1999) S. 1-30.
- [97] Schitinikow, N. P.; Zak, I. A.: Influence of nitrogen on austenitic weld metal structures.  
Svarostnoe Proizvodstvo, Heft 8 (1971), S. 5-7.
- [98] Kakhovskii, N. I.: Effects of silicon, nitrogen and manganese on chemical heterogeneity in type Okh 23N28M3D3T weld metals and their resistance to hot cracking.  
Automatic Welding, Heft 8 (1971), S. 11-14.
- [99] Kalev, K.: Der Einfluss des N<sub>2</sub>-Gehaltes auf die Schweißbarkeit des hochlegierten Stahles X CrMnN 14.15.  
Dissertation, 1985, Technische Hochschule „Otto-von-Guericke“ Magdeburg.
- [100] Arata, Y.; Saruwatari, S. u. a.: Vareststraint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels.  
Transactions of JWRI, Heft 1 (1974), S. 79-88.
- [101] Matsuda, F.; Nakagawa, H. u. a.: Solidification crack susceptibility in weld metal of fully austenitic stainless steels – Report VI: Effect of La or REM addition solidification crack resistance.  
Transactions of JWRI, Heft 11 (1982), S. 79-94.
- [102] Brill, U.: Properties and corrosion resistance behaviour of a new nitrid-strengthened nickel-chromium superalloy.  
Corrosion 98, Paper 437.
- [103] Speidel, M. O.; Uggowitzer, P. J.: Ergebnisse der Werkstoff-Forschung – Band 4.  
Verlag „Thubal Kain“ Zürich (1991), S. 33-45.
- [104] Sukin, K.; Simmchen, R. u. a.: Herstellung und Eigenschaften stickstofflegierter, korrosionsbeständiger Stähle und Sonderstähle mit niedrigen Kohlenstoffgehalten.  
Werkstoffe und Korrosion, Heft 5 (1992), S. 206-214.
- [105] Eckstein, H. J.; Leinhos, E.: Korrosionsbeständige Stähle.  
Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig (1990), S. 316-325.
- [106] Klöwer, J.; Brill, U. u. a.: Untersuchungen zum Verhalten von Hochtemperaturwerkstoffen gegenüber Aufstickung.  
Materials and Corrosion, Heft 8 (1997), S. 511-517.
- [107] Houdremont, E.: Handbuch der Sonderstahlkunde.  
Springer Verlag Berlin, 1956.
- [108] Matsuda, F.; Nakagawa, H. u. a.: Solidification crack susceptibility in weld metal of fully austenitic stainless steel – Report VIII: Effect of nitrogen on cracking in SUS 304 weld metal.  
Transactions of JWRI, Heft 1 (1983), S. 89-95.
- [109] Ogawa, T.; Tsunetomi, E.: Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels.  
Welding Journal, Heft 3 (1982), S. 82-93.
- [110] Ogawa, T.; Koseki, T.: Weldability of newly developed austenitic alloy for cryonic service – Part II: High-nitrogen stainless steel weld metal.  
Welding Journal, Heft 1 (1988), S. 8-17.

- [111] Bradshaw, R.; Cottis, R. A.: Development and control of welding procedures for duplex stainless steels.  
Welding & Fabrication, Heft 4 (1993), S. 131-135.
- [112] Offenlegungsschrift DE 19635497 A1: Schutzgasgemisch für Verwendung beim Wolfram-Inertgas-Schweißen.  
Deutsches Patentamt (1998).
- [113] Huang, X.; Zhang, Y. u. a.: Effect of small amounts of nitrogen on properties of Ni-based alloy.  
Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, Band 30 A, Heft 7 (1999), S. 1755-1761.
- [114] Probst, R.; Herold, H.: Kompendium der Schweißtechnik – Band 2: Schweißmetallurgie.  
Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 128/2, DVS-Verlag Düsseldorf GmbH (1997).
- [115] Palmer, T. A.; DebRoy, T.: Enhanced dissolution of nitrogen during gas tungsten arc welding of steels.  
Science and Technology of Welding and Joining, Heft 4 (1998), S. 190-203.
- [116] Nicolas, V.: Beitrag zur Herstellung und Prüfung stickstofflegierter austenitischer Chrom-Nickel-Stähle.  
Freiberger Forschungsheft Band 115, VEB Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig (1966).
- [117] Pant, P.; Dahlmann, P.: Eine neue Technologie der Massivaufstickung – ein Weg zur deutlichen Eigenschaftsverbesserung austenitischer Stähle.  
Technische Mitteilungen Krupp, Forschungsberichte Band 34, Heft 3 (1985), S. 67-81.
- [118] Pehlke, R. D.; Rizescu, C.: Solubility of nitrogen in molten heat-resistant alloys.  
Journal of The Iron and Steel Institute, Heft 10 (1971), S. 776-778.
- [119] Kowanda, C.: Stickstofflöslichkeit in Nickel und Nickelbasislegierungen im schmelzflüssigen Zustand unter erhöhtem Partialdruck.  
Dissertation, 2000, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich.
- [120] Kowanda, C.: Solubility of nitrogen in liquid iron base alloys with Co, Fe, Mn, Mo and Cr under elevated nitrogen partial pressure.  
CAMP-ISIJ, Heft 13 (2000), S. 355.
- [121] Krupp, U.; Christ, H. J.: Innere Nitrierung von Nickelbasis-Legierungen.  
Symposium Nichtmetalle in Metallen, Diskussionstagung NiM, Münster, 1998, S. 89-98.
- [122] Kim, C. K.; MaLean, A. u. a.: Thermodynamics of nitrogen dissolution in liquid nickel alloys.  
ISS Transactions, Heft 8 (1987), S. 29-35.
- [123] Abdulrahman, R. F.; Hendry, A.: Solubility of nitrogen in liquid nickel-based alloys.  
Metallurgical and Materials Transactions B, Heft 6 (2001), S. 1103-1112.
- [124] Lattash, Y. V.; Torkhov, G. F. u. a.: Nitrogen solubility in liquid copper, nickel, Cu-Cr, Ni-Cr alloys.  
Metally, Heft 1 (1986), S. 43-47
- [125] Schürmann; E.; Sittard, M.: Systematic of the equivalent influence of alloying elements on the nitrogen and hydrogen solubility in iron, cobalt and nickel base alloys.  
Steel Research, Heft 5 (1986), S. 546-551.

- [126] Sokolov, V. M.; Tesler, G. S. u. a.: Berechnung der Temperaturabhängigkeit von Stickstoff in Nickelschmelzen.  
Metally, Heft 1 (1987), S. 39-43.
- [127] Sokolov, V. M.; Kovalchuk, L. A.: Berechnung der Aktivität von Nichtmetallen in metallischen Schmelzen unter Anwendung des Prinzips der äquivalenten Konzentrationen.  
Metally, Heft 6 (1990), S. 28-34.
- [128] N.N.: Bedienungsanleitung GLC 505 Quinto.  
CLOOS Schweißtechnik GmbH, Haiger, 1997.
- [129] Zinke, M.: Untersuchungen zum Einsatz der MSG-Impulslichtbogentechnik für das Schweißen von hochlegierten Werkstoffen.  
Dissertation, 1996, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.
- [130] N.N.: Betriebsanleitung – Wasserkühlgerät DIX KS 8020.  
Dinse GmbH, Hamburg, 1999.
- [131] N.N.: AUTOTIG 600 PC – Bedienungsanleitung.  
Polysoude S.A.S, Nantes, 1996.
- [132] Neubert, G.; Krebs, S.: Erarbeitung von innovativen Technologien zum WIG-Schweißen von hochlegierten Werkstoffen auf der Grundlage von Einflussnahmen auf die räumliche und zeitliche Energieverteilung des WIG-Lichtbogens beim Orbitalschweißen.  
Abschlußbericht des durch das Land Sachsen-Anhalt geförderten Projektes FKZ 1950A/0025, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1997.
- [133] N.N.: Bedienungsanleitung – Messwerterfassungs- und Überwachungssystem.  
Polysoude S.A.S, Nantes, keine Jahresangabe.
- [134] N.N.: WeldLogger – Benutzerhandbuch.  
HKS-Prozesstechnik GmbH, Halle, keine Jahresangabe.
- [135] DIN EN 10002-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 2001.
- [136] DIN EN 910: Zerstörende Prüfung von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen – Biegeprüfungen.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 1996.
- [137] DIN EN 10045-1: Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 1991.
- [138] Herold, H.; Pchennikov, A.; Woywode, N.: Weiterentwicklung der Prüftechnik zur Schweißbarkeitsbeurteilung von Hochleistungswerkstoffen.  
Abschlußbericht des Forschungsprojektes 2404 A / 0086 R des Kultusministeriums des Landes Sachsen-Anhalt, 2000.
- [139] Krupp VDM: Hochleistungswerkstoffe.  
Druckschrift N 5091 93-12; Krupp VDM GmbH, 1993.
- [140] Krupp VDM: Drähte von Krupp VDM für den Anlagenbau: Schweißzusatzwerkstoff.  
Druckschrift N 568; Krupp VDM GmbH, 1999.
- [141] DVS-Merkblatt 1004-3: Heißrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchten Proben.  
DVS-Verlag GmbH Düsseldorf, 1990.

- [142] Herold, H.; Pchennikov, A.; Hübner, A.: Was sagen die Heißrissprüfungen mit dem PVR- und MVT-Verfahren über die Schweißbarkeit aus?  
Große Schweißtechnische Tagung Essen 2001, DVS-Tagungsband 216, S. 255-260.
- [143] DIN EN 10002-1: Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 1998.
- [144] DIN EN 10045-1: Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy –Teil 1: Prüfverfahren.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 1991.
- [145] DIN 51007: Differenzthermoanalyse (DTA) – Grundlagen.  
Beuth Verlag GmbH Berlin, 1994.
- [146] N.N.: Thermische Analyse mittels Wärmestrom-DDK am Gerät DSC 12 E.  
2002.
- [147] Orton Ceramic Foundation: Thermoanalytical Instruments.  
[www.ortonceramic.com](http://www.ortonceramic.com), Ohio/USA, 2003.

## Verzeichnis der Tabellen

	Seite
Tabelle 1: Äquivalenzfaktoren für die Stickstofflöslichkeit von Ni-Basislegierungen [125; 126; 127]	34
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers, Anlieferungszustand [139]	52
Tabelle 3: Mechanisch-technologische Eigenschaften der für die Versuche verwendeten hochwarmfesten vollaustenitischen Ni-Basislegierungen bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers [139]	53
Tabelle 4: Untersuchte Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen	51
Tabelle 5: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der Massivdrähte auf Ni-Basis laut Werkstoffherstellerangaben [140]	51
Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten Ni-Basissschweißzusätze laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen (3.1 B) des Werkstoffherstellers [140]	54
Tabelle 7: Schutzgase für das WIG-Schweißen der Versuchsmaterialien	55
Tabelle 8: Schutzgase für das MSGp-Schweißen der Versuchsmaterialien	56
Tabelle 9: Versuchsprogramm zur Herstellung der Doppelkehlnähte	57
Tabelle 10: Rissauswertung an den Prüfraupen der Doppelkehlnahtproben	57
Tabelle 11: Schweißparameter zum WIG-Schweißen der Blindraupen beim PVR-Versuch	60
Tabelle 12: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten $v_{krMakro}$ der Grundwerkstoffe an den WIG-Blindraupen und Art des ersten Anrisses	61
Tabelle 13: Gegenüberstellung der berechneten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten $v_{krMakro}$ und $v_{krMikro}$ aller geprüften WIG-Umschmelzungen	67
Tabelle 14: Resultate für $v_{kr3WAR}$ und $v_{kr1.ER}$ aller WIG-Umschmelzungen	68
Tabelle 15: Nahtgeometrie der Blindraupen des Werkstoffes NiCr25FeAlY in Abhängigkeit des Schutzgases	69
Tabelle 16: Grund- und Zusatzwerkstoffe für die Prüfung der Heißrissbeständigkeit nach dem PVR-Versuch unter Anwendung des MSGp-Schweißens von Auftragraupen	70
Tabelle 17: Schweißbedingungen für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test	71
Tabelle 18: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten $v_{kr}$ der MSGp-Auftragraupen in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen sowie Art des ersten Anrisses	76
Tabelle 19: Resultate für $v_{kr3WAR}$ und $v_{kr1.ER}$ aller MSGp-Auftragraupen in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombination	77
Tabelle 20: Gegenüberstellung der ermittelten Abstände für $L_r$ [mm]	79
Tabelle 21: Ergebnisse der AES- und ESCA-Analysen von hochschmelzenden Partikeln auf den WIG-Schweißnähten	81

	Seite	
Tabelle 22:	Ergebnisse der Stickstoffmessung an den verschiedenen reinen WIG-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY	83
Tabelle 23:	Einfluss verschiedener Schutzgase beim WIG-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY, Charge 57548	84
Tabelle 24:	Messung der Einschlüsse an ausgewählten WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch	86
Tabelle 25:	Abmessungen der Zugproben für den Zugversuch nach DIN EN 10002-1 an reinen WIG-Schweißgutproben	89
Tabelle 26:	Darstellung der Festigkeitswerte reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgas	90
Tabelle 27:	Probenabmessungen der Kerbschlagproben aus reinen WIG-Schweißgutproben	91
Tabelle 28:	Resultate der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen WIG-Schweißgutproben	92
Tabelle 29:	Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgasgemisch	94
Tabelle 30:	Ergebnisse der DTA-Messungen zur Beurteilung des Schmelzverhaltens reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schutzgas	97
Tabelle 31:	Ergebnisse der Stickstoffbestimmung an den verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY	101
Tabelle 32:	Darstellung des Schutzgaseinflusses beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY, Charge 57548	104
Tabelle 33:	Messung der Einschlüsse an ausgewählten MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch	106
Tabelle 34:	Lichtmikroskopische Auswertung der Mikrogefüge der MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit des Schutzgasgemisches bei 1000 facher Vergrößerung	108
Tabelle 35:	Festigkeitswerte der reinen MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgas	110–111
Tabelle 36:	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen MSGp-Schweißgutproben	113–114
Tabelle 37:	Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an den MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch	116
Tabelle 38:	Resultate der DTA-Analysen zur Beurteilung des Erstarrungsverhaltens reiner MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schutzgas	119
Tabelle 39:	Untersuchte Grund-, Zusatzwerkstoff- und Schutzgaskombinationen weiterer heißrissensibler Ni-Basislegierungen	120
Tabelle 40:	Ergebnisse der Stickstoffbestimmung an den verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben aus den Schweißzusätzen SG-NiCr29Fe und SG-NiCr22Co12Mo	121
Tabelle 41:	Einfluss verschiedener Schutzgase beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe (Thermanit 690), Charge 93490	122

	Seite
Tabelle 42: Einfluss verschiedener Schutzgase beim MSGp-Schweißen auf die chemische Zusammensetzung von reinem Schweißgut aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617), Charge 94751	122
Tabelle 43: Lichtmikroskopische Auswertung der reinen MSGp-Mikrogefüge (1000 fache Vergrößerung)	125
Tabelle 44: Resultate der Kerbschlagbiegeversuche an den reinen MSGp-Schweißgutproben weiterer heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen	127
Tabelle 45: Ergebnisse der Kleinlasthärtemessungen HV 1 an den MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch	129
Tabelle 46: Ergebnisse aus der Bestimmung der Größe der Dendritenpartikel im WIG-Schweißgut	132
Tabelle 47: Ergebnisse der Sehnenlängenbestimmung im WIG-Schweißgut	133
Tabelle A 1: Beispiele für Hochtemperaturwerkstoffe auf Nickel-Basis [15]	165
Tabelle A 2: Protokoll über das vollmechanisierte WIG-Kaltdrahtschweißen von Doppelkehlnahtproben nach DVS-Merkblatt 1004 / Teil 3	166
Tabelle A 3: Ermittelte Lr-Werte für die Bestimmung der von $v_{krMakro}$ und $v_{krMikro}$	167
Tabelle A 4: Ermittelte Lr-Werte für die Bestimmung der von $v_{kr3WAR}$ und $v_{kr1.ER}$	167
Tabelle A 5: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA) - SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM602 CA)	168
Tabelle A 6: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617) - SG-NiCr22Co12Mo (2.4642; Thermanit 617)	169
Tabelle A 7: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr23Fe (2.4851; alloy 601) - SG-NiCr25FeAlY (2.4649; alloy 602 CA)	170
Tabelle A 8: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr29Fe (2.4642; alloy 690) - SG-NiCr29Fe (2.4642; Thermanit 690)	171
Tabelle A 9: Ermittelte Lr-Werte in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombination für die Berechnung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten	172
Tabelle A 10: Protokoll über das vollmechanisierte WIG-Schweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY	173
Tabelle A 11: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY	174–175
Tabelle A 12: Erläuterung der Schutzgasbezeichnungen	176
Tabelle A 13: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo	177–180
Tabelle A 14: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe	181–184



## Verzeichnis der Bilder

	Seite
Bild 1:	Einteilung von Nickel-Basislegierungen [1] 4
Bild 2:	Abgrenzung hitzebeständiger und hochwarmfester Legierungen [10; 11] 6
Bild 3:	10.000 h Zeitstandfestigkeiten verschiedener aushärtbarer Nickel-Basislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur [15] 8
Bild 4:	10.000 h-Zeitstandfestigkeiten ausgewählter hochwarmfester Ni-Basislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur [15] 9
Bild 5:	Möglichkeiten zur Steigerung der Warmfestigkeit hochwarmfester Nickel-Basislegierungen [11] 11
Bild 6:	Darstellung der thermischen Leitfähigkeit ausgewählter Gase [44; 45] 16
Bild 7:	Einteilung der Heißrisse in Schweißverbindungen nach dem Entstehungsort und dem Bildungsmechanismus [72] 17
Bild 8:	Darstellung des Temperaturintervalls der Sprödigkeit (TIS) nach <i>Matsuda</i> [57] 20
Bild 9:	Verfahrensprinzip des Programmierten-Verformungs-Riss (PVR)-Tests [65; 66] 24
Bild 10:	Fügetechnische Zusammenhänge zwischen Konstruktion, Werkstoff und Fertigung [70] 27
Bild 11:	Wesentliche Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung [71] 27
Bild 12:	Stickstofflöslichkeit in NiCr-Legierungen unter 1 bar Stickstoffpartialdruck in einem Temperaturbereich von 1500 bis 1700 °C [119; 120] 33
Bild 13:	Einfluss der Legierungselemente Cr, Mo, Mn, Fe und Co bei 1550 °C und 1 bar Stickstoffpartialdruck auf die Stickstofflöslichkeit in Nickel-Basislegierungen [120] 34
Bild 14:	Versuchsanlage für das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogen-Schweißen 40
Bild 15:	Versuchsanlage für das vollmechanisierte WIG-Kaltdraht-Auftragschweißen 42
Bild 16:	Darstellung der Form und Abmessungen der PVR-Probe sowie der Einspannungen 47
Bild 17:	PVR-Versuchsanlage mit eingespannter PVR-Probe 47
Bild 18:	Mikrogefüge der vollaustenitischen heißrissempfindlichen Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (Werkstoff-Nr. 2.4633, alloy 602 CA) 49
Bild 19:	Mikrogefüge der weiteren heißrissensiblen Versuchswerkstoffe im lösungsgeglühten Ausgangszustand 50
Bild 20:	Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfung von ausgewählten Doppelkehlnahtproben 58
Bild 21:	PVR-WIG-Blindraupen des NiCr25FeAlY (Schutzgas: 95 % Ar / 5 % N <sub>2</sub> ) 62
Bild 22:	PVR-WIG-Blindraupen des NiCr25FeAlY (Schutzgas: 100 % Argon) 63
Bild 23:	Ergebnisse der EDX-Analysen an hellen Partikeln (gelb umrandet) auf der Rissfläche der mit 100% Argon im Schutzgas gefertigten PVR-WIG-Blindraupe 63

	Seite
Bild 24:	Auftreten des ersten Mikrorisses nach der Heißrissprüfung durch WIG-Umschmelzung an ausgewählten PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H) 65
Bild 25:	Farbeindringprüfung an den PVR-Proben aus dem Bild 24 (Werkstoff: NiCr23Fe; alloy 601 H) 66
Bild 26:	Darstellung der ermittelten Nahtabmessungen an Querschliffen von WIG-Blindraupen 69
Bild 27:	Schutzgaseinfluss auf die Nahtgeometrie der PVR-WIG-Blindraupen am Beispiel des Werkstoffes NiCr25FeAlY 70
Bild 28:	Auftreten des ersten Mikrorisses nach der Heißrissprüfung an ausgewählten MSGp-PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H) 74
Bild 29:	Farbeindringprüfung an ausgewählten MSGp-PVR-Proben aus dem Bild 28 (Werkstoff NiCr23Fe; alloy 601 H) 75
Bild 30:	Radioskopieaufnahmen an ausgewählten MSGp-PVR-Proben aus dem Werkstoff NiCr23Fe (alloy 601 H) 78
Bild 31:	Probenentnahme aus den gefertigten WIG-Schweißgutblöcken 80
Bild 32:	Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfungen am Beispiel ausgewählter WIG-Schweißgutproben 82
Bild 33:	Schutzgaseinfluss auf das Zu- und Abbrandverhalten des Elementes Stickstoff in den reinen WIG-Schweißgutproben 83
Bild 34:	Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner WIG-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut 85
Bild 35:	Beispiele für Einschlüsse im polierten Mikrogefüge (Querschliff) an verschiedenen reinen WIG-Schweißgutproben 87
Bild 36:	Ausgewählte Makrogefüge der mit verschiedenen Schutzgasgemischen hergestellten reinen WIG-Schweißgutproben (Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung) 87
Bild 37:	Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen an Mikrogefügen reiner WIG-Schweißgutproben (Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung) 88
Bild 38:	Festigkeitswerte reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien) 91
Bild 39:	Veranschaulichung des Zusammenhanges zwischen dem N <sub>2</sub> -Gehalt im Schweißgut und den Kerbschlagwerten reiner WIG-Schweißgutproben (Linien: lineare Trendlinien) 92
Bild 40:	Anordnung der Härtemessreihen an den Querschliffen der WIG-Schweißgutproben 93
Bild 41:	Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner WIG-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (schwarze Linie: lineare Trendlinie) 93
Bild 42:	Darstellung charakteristischer Temperaturen in einer DTA-Kurve [145; 147] 95
Bild 43:	Darstellung des Aufheizverhaltens reiner WIG-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch 96-97

	Seite	
Bild 44:	Ergebnisse der Sicht- und Farbeindringprüfungen an ausgewählten reinen MSGp-Schweißgutproben	100
Bild 45:	Vergleich der beim MSGp- und WIG-Schweißen ermittelten Absolutgehalte des Elementes Stickstoff im reinen Schweißgut	102
Bild 46:	Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut (Darstellung der N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N <sub>2</sub> ; Linien: lineare Trendlinien)	102-103
Bild 47:	Veranschaulichung des Schutzgaseinflusses auf das Zu- und Abbrandverhalten des Elementes Stickstoff in reinen MSGp-Schweißgutproben	105
Bild 48:	Beispiele für Einschlüsse im polierten Mikrogefüge (Querschliff) an verschiedenen reinen MSGp-Schweißgutproben	107
Bild 49:	Ausgewählte Makrogefügeausschnitte der mit verschiedenen Schutzgasgemischen hergestellten reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung	108
Bild 50:	Beispiele für Mikrogefüge der mit unterschiedlichen Schutzgasgemischen hergestellten reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzmittel: abgeänderte Adlerätzung	109
Bild 51:	Festigkeits- und Bruchdehnungswerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N <sub>2</sub> ; Linien: lineare Trendlinien)	112
Bild 52:	Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N <sub>2</sub> ; Linien: lineare Trendlinien)	114
Bild 53:	Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung der N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter aus 100% Ar sowie aus den 2-Komponenten-Gasen Ar-N <sub>2</sub> ; schwarze Linie: lineare Trendlinie)	115
Bild 54:	Darstellung des Aufheizverhaltens reiner MSGp-Schweißgutproben in Abhängigkeit vom Schutzgasgemisch	118
Bild 55:	Vergleich der beim MSGp- und WIG-Schweißen ermittelten Absolutgehalte des Elementes Stickstoff im reinen Schweißgut	121
Bild 56:	Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)	123
Bild 57:	Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)	124
Bild 58:	Riss im Schweißgut aus der Ni-Basislegierung SG-NiCr29Fe	125
Bild 59:	Beispiele für Mikrogefüge der reinen MSGp-Schweißgutproben, Ätzung: elektrolytisch (30 s bei 25 °C), Ätzmittel: 25 ml HCL, 10 ml H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> , 75 ml Alkohol	126

	Seite	
Bild 60:	Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)	128
Bild 61:	Werte der Kleinlasthärtemessungen der oberen Schweißlagen reiner MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Linien: lineare Trendlinien)	129
Bild 62:	Mikrogefüge der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY, Ätzmittel: Bloech-Wedel II	130
Bild 63:	Mikrogefüge des Ni-Basis-Schweißgutes SG-NiCr25FeAlY, geschweißt mit 80 % Ar / 20 % N <sub>2</sub> , Ätzmittel: Bloech-Wedel II	131
Bild 64:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrogefüge der für die Untersuchungen am REM ausgewählten Proben	132
Bild 65:	Quantifizierung der Gefügemorphologie im WIG-Schweißgut	133
Bild 66:	TEM-Aufnahmen an selbsttragenden Folien mit EDX-Analyse: Partikel an den Dendritengrenzen	135
Bild 67:	TEM-Aufnahmen an selbsttragenden Folien mit EDX-Analyse: Partikel in der Matrix	136
Bild 68:	Ergebnisse der EDX-Analysen an einer mit 80 % Ar / 20 % N <sub>2</sub> im Schutzgas gefertigten reinen Schweißgutprobe	137
Bild 69:	Ergebnisse der ESMA-Flächenanalysen	138
Bild A 1:	Einfluss der Streckenenergie auf die kritische Verformungsgeschwindigkeit bei PVR-Versuchen an NiCr25FeAlY, ermittelt an WIG-Blindraupen unter Einsatz von 100 % Argon (4.6) als Schutzgas [144]	185
Bild A 2:	Graphische Darstellung der ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten $v_{krMakro}$ der WIG-Blindraupen	186
Bild A 3:	Graphische Veranschaulichung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten $v_{krMikro}$ der WIG-Blindraupen	187
Bild A 4:	Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr25FeAlY (alloy 602 CA)	188
Bild A 5:	Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr23Fe (alloy 601 H)	188
Bild A 6:	Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr29Fe (alloy 690)	189
Bild A 7:	Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr21CoMo12 (alloy 617)	189
Bild A 8:	Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 602 CA	190
Bild A 9:	Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 601 H	190
Bild A 10:	Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 617	191
Bild A 11:	Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 690	191
Bild A 12:	Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Zugversuch an den reinen WIG-Schweißgutproben	192
Bild A 13:	Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen WIG-Schweißgutproben	193
Bild A 14:	Grafische Veranschaulichung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen WIG-Schweißgutproben (Mittelwerte)	194

	Seite
Bild A 15: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N <sub>2</sub> -Gehaltes im Schweißgut (Darstellung aller N <sub>2</sub> -haltiger MSGp-Schweißgüter; Linien: lineare Trendlinien)	195
Bild A 16: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Zugversuchen an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)	196
Bild A 17: Festigkeits- und Bruchdehnungswerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (schwarze Linien: lineare Trendlinien)	197
Bild A 18: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)	198
Bild A 19: Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung aller N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter; schwarze Linien: lineare Trendlinien)	199
Bild A 20: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)	200
Bild A 21: Werte der Kleinlasthärtemessungen der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung aller N <sub>2</sub> -haltigen MSGp-Schweißgüter; schwarze Linie: lineare Trendlinie)	201
Bild A 22: Makrogefüge reiner MSGp-Schweißgutproben weiterer heißbrissempfindlicher Ni-Basislegierungen, Ätzung: elektrolytisch (30 s bei 25 °C), Ätzmittel: 25 ml HCL, 10 ml H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> , 75 ml Alkohol	202
Bild A 23: Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen MSGp-Schweißgutproben	203
Bild A 24: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 (Mittelwerte)	203

## Verzeichnis der Gleichungen

	Seite
Gleichung 1: Berechnung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit $v_{kr}$	24
Gleichung 2: Berechnung der Beschleunigung $a$	24
Gleichung 3: Berechnung der Versuchszeit $t$	24
Gleichung 4: Berechnung der Stickstofflöslichkeit bei 1 bar Stickstoffpartialdruck	34
Gleichung 5: Berechnung des Chromäquivalents	34

# ANHANG

Tabelle A 1: Beispiele für Hochtemperaturwerkstoffe auf Nickel-Basis [15]

DIN-Bezeichnung	Werkstoff-Nr.	Legierungsbezeichnung	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]						
			Ni	Cr	C	Fe	Al	Ti	Sonstige
NiCr15Fe7TiAl	2.4669	alloy X-750	72	16	0,05	7	0,6	2,7	Nb: 1
NiCr20TiAl	2.4952	alloy 80 A	75	20	0,06	-	1,4	2,3	-
NiCr15Fe	2.4816	alloy 600 H	74	16	0,07	9	0,2	0,2	-
NiCr23Fe	2.4851	alloy 601 H	60	23	0,06	14	1,4	0,5	Zr: max. 0,3
NiCo20Cr20MoTi	2.4650	alloy C-263	51	20	0,06	0,5	0,5	2,1	Mo: 6
NiCr19NbMo	2.4668	alloy 718	53	19	0,05	18	0,6	0,9	Mo: 3; Nb: 5,2
NiCr23Co12Mo	2.4663	alloy 617	54	22	0,06	1	1	0,5	Mo: 9; Co: 12
NiCr25FeAlY	2.4633	alloy 602 CA	62	25	0,18	9,5	2,3	0,2	Y: 0,1; Zr: 0,1



Tabelle A 2: Protokoll über das vollmechanisierte WIG-Kaltdrahtschweißen von Doppelkehlnahtproben nach DVS-Merkblatt 1004 / Teil 3

**1. Schweißzusatz**

Bezeichnung	Nicrofer S-6025	UNS-Bezeichnung	FM 602 CA
Werkstoff-Nr.	2.4649	Hersteller	Krupp VDM
DIN-Bezeichnung	SG-NiCr25FeAlY	Chargen-Nr.	57548

**2. Grundwerkstoff A**

Bezeichnung	Nicrofer 6025
Werkstoff-Nr.	2.4633
Chargen-Nr.	verschiedene
DIN-Bezeichnung	NiCr25FeAlY
UNS-Bezeichnung	alloy 602 CA
Hersteller	Krupp VDM
Abmessungen (mm)	150 (L) x 96 (B) x 5
Nahtvorb./Zustand	T-Stoß, beschliffen

**Grundwerkstoff B**

Bezeichnung	Nicrofer 6025
Werkstoff-Nr.	2.4633
Chargen-Nr.	verschiedene
DIN-Bezeichnung	NiCr25FeAlY
UNS-Bezeichnung	alloy 602 CA
Hersteller	Krupp VDM
Abmessungen (mm)	145 (L) x 98 (B) x 9
Nahtvorb./Zustand	T-Stoß, beschliffen

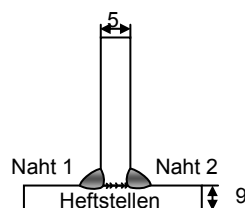
**3. Randbedingungen**

Stoßart	T-Stoß	Nahtvorbereitung	/
Stromart/Polung	DC (-)	Schweißposition	PA
Schweißzusatz-Ø	1,2 mm	freie Drahtlänge	/
Schweißschutzgas	variabel	Menge	18 l/min
Wurzelschutzgas	/	Menge	/
Gasdüsen-Ø	20 mm	Stromkontaktdüse	/
Elektrodentyp	WC 20	Elektroden-Ø	4 mm
Schweißstromquelle	Autotig 600PC; Schweißkopf: Polycar II		

**4. Schweißparameter**

	1. Seite	Prüfnaht
Schweißschutzgas	K 0: 100% Ar K 1: 99% Ar / 1% N <sub>2</sub> K 2: 98% Ar / 2% H <sub>2</sub> K 3: 97% Ar / 3% N <sub>2</sub> K 4: 96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub> K 5: 95% Ar / 5% N <sub>2</sub>	K 0: 100% Ar K 1: 99% Ar / 1% N <sub>2</sub> K 2: nicht geschweißt (Risse auf 1. Seite) K 3: 97% Ar / 3% N <sub>2</sub> K 4: 96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub> K 5: 95% Ar / 5% N <sub>2</sub>
I <sub>S</sub> (A)	180	180
U <sub>S</sub> (V)	10	10
v <sub>S</sub> (cm/min)	12	14
E <sub>S</sub> (kJ/cm)	9,0	7,7
v <sub>D</sub> (m/min)	1,1	1,1
Nahtlänge (mm)	150	150
Bemerkungen	durchgehender Längsriss bei Probe K 2	durchgehender Längsriss bei Probe K 0

**5. Nahtaufbau**



**6. Bemerkungen**

- geheftet mit 60 A

Tabelle A 3: Ermittelte Lr-Werte für die Bestimmung der von  $v_{krMakro}$  und  $v_{krMikro}$

Werkstoff	Schutzgas															
	98%Ar+2% H <sub>2</sub>		100% Ar		99,5% Ar+0,5% N <sub>2</sub>		99% Ar+1% N <sub>2</sub>		97% Ar+3% N <sub>2</sub>		77% Ar+3% N <sub>2</sub> +20% He		96,3% Ar+3% N <sub>2</sub> +0,7% H <sub>2</sub>		95% Ar+ 5% N <sub>2</sub>	
	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>
NiCr25FeAlY	41	40	74	71	90	88	116	114	118	116	150	148	123	123	126	112
NiCr23Fe	71	71	78	78	72	72	98	98	100	99	87	87	86	85	102	101
NiCr29Fe	138	138	141	132	138	138	108	108	157	148	154	154	152	152	144	144
NiCr21Co12Mo	91	94	92	91	99	99	103	108	96	94	81	89	93	93	97	97

Tabelle A 4: Ermittelte Lr-Werte für die Bestimmung der von  $v_{kr3WAR}$  und  $v_{kr1.ER}$

Werkstoff	Schutzgas															
	98%Ar+2% H <sub>2</sub>		100% Ar		99,5% Ar+0,5% N <sub>2</sub>		99% Ar+1% N <sub>2</sub>		97% Ar+3% N <sub>2</sub>		77% Ar+3% N <sub>2</sub> +20% He		96,3% Ar+3% N <sub>2</sub> +0,7% H <sub>2</sub>		95% Ar+ 5% N <sub>2</sub>	
	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>1.ER</sub>
NiCr25FeAlY	96	40	107	16,4	133	88	/	114	119	116	153	149	127	128	117	112
NiCr23Fe	142	71	104	78	90	71	106	98	104	110	91	95	103	85	106	120
NiCr29Fe	/	138	159	141	163	138	167	108	174	157	174	154	186	152	167	144
NiCr21Co12Mo	99	101	96	101	119	103	130	129	111	131	101	89	97	93	118	97

Tabelle A 5: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr25FeAlY (2.4633; alloy 602 CA) – SG-NiCr25FeAlY (2.4649; FM 602 CA)

Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Einstellparameter						Messwernerfassung					
					U <sub>P</sub> [V]	I <sub>G</sub> [A]	t <sub>p</sub> [ms]	f [Hz]	v <sub>Dr</sub> [m/min]	v <sub>S</sub> [m/min]	I <sub>eff</sub> [A]	U <sub>eff</sub> [V]	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	I <sub>m</sub> [A]	U <sub>m</sub> [V]	E <sub>m</sub> [kJ/cm]
100	-	-	-	-	35,0	45	3,0	75	5,0	0,35	202	23,3	8,08	140	22,4	5,38
95	5	-	-	-	39,0	45	3,5	75	5,3	0,35	208	27,7	9,89	148	26,7	6,77
90	5	5	-	-	37,5	45	3,0	75	5,0	0,35	202	25,7	8,89	141	24,8	5,99
Rest	5	5	0,05	-	37,5	45	3,0	75	5,0	0,35	195	25,8	8,61	136	24,9	5,81
Rest	5	5	0,5	-	38,0	45	3,0	83	5,3	0,35	199	26,7	9,13	142	25,8	6,28
88	12	-	-	-	38,0	45	3,5	83	5,0	0,35	191	27,5	9,00	139	26,7	6,36
83	12	5	-	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	181	27,8	8,60	129	26,9	5,95
68	12	20	-	-	40,0	45	3,5	75	5,0	0,35	177	30,0	9,10	135	29,4	6,80
Rest	12	5	0,05	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	197	27,1	9,12	137	26,2	6,15
80	20	-	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	185	29,4	9,29	140	28,5	6,84
75	20	5	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	178	29,1	8,88	134	28,3	6,50
Rest	20	5	0,05	-	39,0	45	3,5	83	5,0	0,35	192	29,0	9,56	144	28,2	6,96
Rest	3	-	-	0,7	38,0	45	3,0	80	5,3	0,35	196	27,1	9,12	140	26,3	6,31

Tabelle A 6: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr21Co12Mo (2.4663; alloy 617) – SG-NiCr22Co12Mo (2.4642; Thermanit 617)

Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Einstellparameter						Messwernerfassung					
					U <sub>p</sub> [V]	I <sub>G</sub> [A]	t <sub>p</sub> [ms]	f [Hz]	v <sub>Dr</sub> [m/mi n]	v <sub>S</sub> [m/min ]	I <sub>eff</sub> [A]	U <sub>eff</sub> [V]	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	I <sub>m</sub> [A]	U <sub>m</sub> [V]	E <sub>m</sub> [kJ/cm]
100	-	-	-	-	36,0	45	3,0	75	5,3	0,35	152	19,3	5,03	83	14,6	2,08
95	5	-	-	-	38,0	45	3,0	75	5,3	0,35	180	26,1	8,05	129	25,3	5,59
90	5	5	-	-	38,0	45	3,0	75	5,3	0,35	180	26,6	8,21	129	25,8	5,71
Rest	5	5	0,05	-	38,0	45	3,5	75	5,3	0,35	178	27,5	8,39	129	26,7	6,00
Rest	5	5	0,5	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	177	28,1	8,53	131	27,5	6,18
88	12	-	-	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	181	28,0	8,69	131	27,1	6,18
83	12	5	-	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	179	28,2	8,65	133	27,4	6,20
68	12	20	-	-	40,0	45	3,5	85	5,0	0,35	178	28,8	8,79	132	28,0	6,34
Rest	12	5	0,05	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	170	29,1	8,48	132	28,4	6,23
80	20	-	-	-	40,0	45	3,5	85	4,5	0,35	174	30,4	9,07	128	29,7	6,77
75	20	5	-	-	40,0	45	3,5	85	4,5	0,35	170	31,2	9,09	133	30,6	6,87
Rest	20	5	0,05	-	40,0	45	3,5	85	4,5	0,35	172	31,1	9,17	131	30,5	6,90
Rest	3	-	-	0,7	38,0	45	3,0	85	5,3	0,35	178	27,4	8,36	132	26,7	5,90

Tabelle A 7: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr23Fe (2.4851; alloy 601) – SG-NiCr25FeAlY (2.4649; alloy 602 CA)

Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Einstellparameter						Messwernerfassung					
					U <sub>P</sub> [V]	I <sub>G</sub> [A]	t <sub>p</sub> [ms]	f [Hz]	v <sub>Dr</sub> [m/min]	v <sub>S</sub> [m/min]	I <sub>eff</sub> [A]	U <sub>eff</sub> [V]	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	I <sub>m</sub> [A]	U <sub>m</sub> [V]	E <sub>m</sub> [kJ/cm]
100	-	-	-	-	37,5	45	3,0	75	5,0	0,35	216	29,3	10,85	159	28,5	7,77
95	5	-	-	-	39,0	45	3,5	75	5,3	0,35	198	29,2	9,91	148	28,4	7,21
90	5	5	-	-	37,5	45	3,0	75	5,0	0,35	198	29,6	10,05	149	28,8	7,36
Rest	5	5	0,05	-	37,5	45	3,0	75	5,0	0,35	201	29,4	10,13	149	28,6	7,31
Rest	5	5	0,5	-	38,0	45	3,0	83	5,3	0,35	205	30,2	10,61	152	29,4	7,66
88	12	-	-	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	191	29,5	9,66	144	28,7	7,08
83	12	5	-	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	180	29,6	9,13	137	28,8	6,76
68	12	20	-	-	39,0	45	3,5	80	5,0	0,35	178	28,8	8,79	132	28,0	6,34
Rest	12	5	0,05	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	185	29,4	9,32	140	28,6	6,86
80	20	-	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	173	29,8	8,84	133	29,1	6,63
75	20	5	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	168	30,2	8,70	130	29,5	6,57
Rest	20	5	0,05	-	39,0	45	3,5	83	5,0	0,35	188	30,1	9,70	177	29,4	7,26
Rest	3	-	-	0,7	38,0	45	3,0	80	5,3	0,35	189	29,2	9,46	140	28,6	6,86

Tabelle A 8: Schweißparameter für das MSGp-Schweißen beim PVR-Test der Kombination NiCr29Fe (2.4642; alloy 690) – SG-NiCr29Fe (2.4642; Thermanit 690)

Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Einstellparameter						Messwerterfassung					
					U <sub>P</sub> [V]	I <sub>G</sub> [A]	t <sub>p</sub> [ms]	f [Hz]	v <sub>Dr</sub> [m/min]	v <sub>S</sub> [m/min]	I <sub>eff</sub> [A]	U <sub>eff</sub> [V]	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	I <sub>m</sub> [A]	U <sub>m</sub> [V]	E <sub>m</sub> [kJ/cm]
100	-	-	-	-	36,0	45	3,0	75	5,3	0,35	196	24,6	8,27	137	23,8	5,59
95	5	-	-	-	38,0	45	3,0	75	5,3	0,35	179	26,2	8,04	128	25,4	5,57
90	5	5	-	-	38,0	45	3,0	75	5,3	0,35	179	26,5	8,13	128	25,7	5,64
Rest	5	5	0,05	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	181	27,7	8,59	133	27,0	6,16
Rest	5	5	0,5	-	38,0	45	3,5	75	5,0	0,35	177	26,6	8,07	127	25,8	5,62
88	12	-	-	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	173	28,4	8,42	128	27,7	6,08
83	12	5	-	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	175	28,4	8,52	130	27,7	6,17
68	12	20	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	169	30,8	8,92	130	30,3	6,75
Rest	12	5	0,05	-	39,0	45	3,5	75	5,0	0,35	175	28,4	8,52	130	27,7	6,17
80	20	-	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	169	29,8	8,63	130	29,1	6,49
75	20	5	-	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	165	30,5	8,63	128	29,9	6,56
Rest	20	5	0,05	-	39,0	45	3,5	85	5,0	0,35	165	30,3	8,57	128	29,7	6,52
Rest	3	-	-	0,7	38,0	45	3,5	80	5,3	0,35	179	28,1	8,62	134	27,4	6,29

Tabelle A 9: Ermittelte Lr-Werte in Abhängigkeit der verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffkombination für die Berechnung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten

	Schutzgas					Grund- / Zusatzwerkstoff											
						alloy 602 CA / FM 602 CA			alloy 601 H / FM 602 CA			alloy 690 / FM 690			alloy 617 / Therm. 617		
	Ar	N <sub>2</sub>	He	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>	Lr <sub>Makro</sub>	Lr <sub>Mikro</sub>	Lr <sub>3WAR</sub>
100	-	-	-	-	-	40	73	-	28	14	53	138	125	-	104	102	131
96,3	3	-	-	0,7	-	64	84	-	36	34	65	140	113	-	86	103	129
95	5	-	-	-	-	106	104	-	48	35	89	140	133	-	128	122	142
88	12	-	-	-	-	129	110	-	54	44	79	142	104	-	97	97	153
80	20	-	-	-	-	122	96	-	60	47	87	143	93	-	101	64	174
90	5	5	-	-	-	110	106	-	52	34	65	121	104	-	107	107	159
83	12	5	-	-	-	147	116	-	47	29	77	124	98	-	103	95	-
75	20	5	-	-	-	96	96	-	53	45	92	127	95	-	119	87	-
Rest	5	5	0,05	-	-	129	110	-	40	9	14	141	135	-	114	111	143
Rest	5	5	0,5	-	-	94	92	-	34	49	75	151	135	-	127	117	117
Rest	12	5	0,05	-	-	110	109	-	47	41	50	143	106	-	118	114	134
Rest	20	5	0,05	-	-	85	109	-	47	47	123	138	110	-	110	104	148
68	12	20	-	-	-	97	78	-	51	42	75	105	78	-	50	84	-

Tabelle A 10: Protokoll über das vollmechanisierte WIG-Schweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY

### 1. Schweißzusatz

Bezeichnung	Nicrofer S-6025	UNS-Bezeichnung	FM 602 CA
Werkstoff-Nr.	2.4649	Hersteller	Krupp VDM
DIN-Bezeichnung	SG-NiCr25FeAlY	Chargen-Nr.	57548

### 2. Grundwerkstoff

Bezeichnung	Nicrofer 6025		
Werkstoff-Nr.	2.4633		
DIN-Bezeichnung	NiCr25FeAlY		
Chargen-Nr.	59589		
Hersteller	Krupp VDM		
Abmessungen(mm)	140x80		
Nahtvorbereitung/ Zustand	Auftragschweißung/ beschliffen	Schweißstromquelle	Autotig 600PC; Schweißkopf: Polycar II

### 3. Schweißparameter

Schutzgas	100% Ar	98% Ar; 2% H <sub>2</sub>	99% Ar; 1% N <sub>2</sub>	97% Ar; 3% N <sub>2</sub>	Rest Ar; 3% N <sub>2</sub> ; 0,7% H <sub>2</sub>	95% Ar; 5% N <sub>2</sub>	88% Ar; 12% N <sub>2</sub>	80% Ar; 20% N <sub>2</sub>
Lagen	1	2	11	10	11	13	13	13
Raupen-Anz.	5	15	17-18	14-18	14-15	16	16	16
Stromart/ Polung	= / -	= / -	= / -	= / -	= / -	= / -	= / -	= / -
Schweiß- zusatzform	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht	Massiv- draht
SZ-Ø (mm)	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2
I <sub>S</sub> (A)	180	180	180	180	180	180	180	180
U <sub>S</sub> (V)	12,0	12,0	12,0	12,0	12	12,0	12,0	12,0
v <sub>S</sub> (cm/min)	20	20	20	20	20	20	20	20
v <sub>D</sub> (m/min)	1,8	6,5	1,7...1,8	1,7	1,8	1,8	1,8	1,8
E (kJ/cm)	6,5	6,5	6,5	6,5	6,5	6,5	6,5	6,5
T <sub>ZW</sub> (°C)	120	PA	120	120	120	120	120	120
Schweiß- position	PA	ja	PA	PA	PA	PA	PA	PA
Risse	ja	ja	nein	nein	nein	nein	nein	nein

Schutzgas	verschiedene	Menge (Brenner) in l/min	18-20
Wurzelschutzgas	-	Menge in l/min	-
Gasdüsen-Ø (mm)	19	W-Elektroden-Ø (mm)	4

### 4. Nahtaufbau

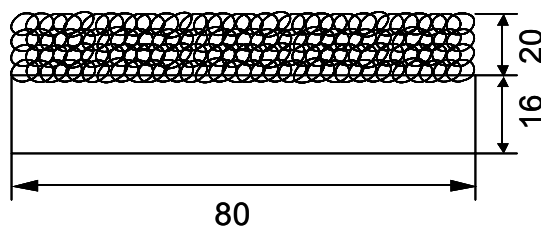




Tabelle A 11: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY

Schweißzusatz (Dmr.)	S 6025 (Ø 1,2mm)				Charge		57548		Menge (Brenner) [l/min]				18
Gasdüsen-Dmr (mm)	17				Stromkontaktdüse		Verbunddüse						
Schutzgas	M 1	M 2	M 3	M 4	M 5	M 6	M 7	M 8	M 9	M 10	M 11	M 12	
Lage	1	8	7	9	10	8	8	8	8	9	7	8	
Nahtraufen	16	14-16	17-18	12-16	12-17	15-18	15-18	17-18	15-17	13-15	14-15	15	
Stromart/Polung	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	=/+	
Modulationsart	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> /U <sub>P</sub>	
Brennerführung in X (°)	10	10	10	10	8	10	8	8	8	10	10	10	
l <sub>K</sub> (mm)	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	18	
l <sub>GD</sub> (mm)	15	15	15	15	15	15	15	15	15	15	15	15	
T <sub>ZW</sub> (°C)	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	< 120	
U <sub>P</sub> (V)	35	35...38	35	39	39	38...39	38...39	39	39	39	38	38...39	
I <sub>G</sub> (A)	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	
t <sub>P</sub> (ms)	3,0	3,0	3,0	3,5	3,5	3,5	3,5	3,0	3,5	3,5	3,0	3,0	
f (Hz)	75	75	75	85	80..85	75..80	75	75	75	83	83	75..80	
v <sub>Dr</sub> (m/min)	5,0	5,0	5,0	5,0	4,5	5,0	5,0	5,0	5,3	5,0	5,5	5,3	
v <sub>S</sub> (cm/min)	40	39,0... 43,0	38,4... 39,4	38,6... 40,5	38,7... 43,1	38,5... 39,6	39,5... 40,5	38,6... 39,3	37,5... 39,6	37,5 39,3	37,3... 38,4	37,4... 38,9	
Pulsflanke	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	
Dateibezeichnung	L1R1.. L1R16	R1... R16	R1... R18	R1... R16	R1... R17	R1... R18	R1... R18	R1... R18	R1... R17	R1... R15	R1... R15	R1... R15	
U <sub>m</sub> <sup>*)</sup> (V)	22,6... 23,2	23,8... 25,6	23,3... 25,7	26,9... 29,1	27,4... 30,8	25,0... 28,3	24,9... 26,1	24,5... 26,0	24,2... 25,8	27,3 28,8	22,4... 25,1	23,9... 26,3	
I <sub>m</sub> <sup>*)</sup> (A)	150,7.. 156,9	137,5.. 156,1	128,8.. 135,7	131,6.. 142,4	127,1.. 142,2	126,5.. 142,2	132,7.. 145,9	129,3.. 138,5	137,7.. 159,4	137,0 144,5	138,2.. 155,8	134,1.. 148,9	
E <sup>*)</sup> (kJ/cm)	4,9	5,0... 5,4	4,9... 5,2	5,5... 6,0	5,2... 6,3	5,1... 5,6	5,4... 5,6	5,1... 5,4	5,3... 6,1	5,8 6,3	5,2 5,8	5,1... 5,8	

\*) mit Messwerterfassung WeldAnalyst gemessen

Fortsetzung Tabelle A 11

Prozessstabilität	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil
Kurzschlüsse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Lichtbogenlänge	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz	kurz
Nahtgeometrie	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut
Einbrandkerben	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Risse	ja	nein	nein	nein	nein	nein	nein	nein	nein	nein	nein	nein

Tabelle A 12: Erläuterung der Schutzgasbezeichnungen

<b>Schutzgasabkürzung</b>	<b>Schutzgas</b>
M 1	100% Ar
M 12	96,3% Ar / 3% N <sub>2</sub> / 0,7% H <sub>2</sub>
M 9	95% Ar / 5% N <sub>2</sub>
M 7	88% Ar / 12% N <sub>2</sub>
M 4	80% Ar / 20% N <sub>2</sub>
M 2	90% Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He
M 11	Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,5% CO <sub>2</sub>
M 3	Rest Ar / 5% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>
M 6	83% Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He
M 8	Rest Ar / 12% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>
M 5	75% Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He
M 10	Rest Ar / 20% N <sub>2</sub> / 5% He / 0,05% CO <sub>2</sub>

Tabelle A 13: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo

Grundwerkstoff NiCr21Co12Mo (2.4633) Schweißzusatz SG-NiCr22Co12Mo (2.4627) Charge 94751 Schutzgas verschiedene  
 Werkstückdicke 16 mm Durchmesser 1,2 mm Stromkontaktdüse CuCrZr SUG-Menge (l/min) Ar (15), Rest (18)

Schutzgas	Argon								95 % Argon + 5 % Stickstoff								
	1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Schweißlage	1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Nahtraupen	11	10	10	10	10	10	10	9	11	11	11	11	11	11	10	11	10
Stromart / Polung	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +
Modulationsart	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>
Brennerführung (x)	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°
l <sub>K</sub> mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
l <sub>GD</sub> mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
T <sub>ZW</sub> °C	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120
U <sub>P</sub> V	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	38,0	38,0	38,0	38,0	38,0	38,0	38,0	38,0	38,0
I <sub>G</sub> A	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45
t <sub>P</sub> ms	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0
f Hz	75	75	75	75	75	75	75	75	80	80	80	80	80	80	80	80	80
v <sub>Dr</sub> m/min	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0
v <sub>S</sub> cm/min	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35
Pulsflanke	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
Datei; Weldanalyst*)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I <sub>eff</sub> A	199,9	210,9	-	204,7	208,5	208,3	212,6	206,0	194,6	191,8	193,0	-	192,0	191,8	194,4	194,9	190,4
U <sub>eff</sub> V	24,9	24,7	-	24,7	24,7	24,8	24,7	24,7	27,2	27,2	27,4	-	27,8	27,8	27,7	27,4	27,8
E <sub>eff</sub> kJ/cm	8,53	8,93	-	8,67	8,83	8,86	9,00	8,72	9,07	8,94	9,07	-	9,15	9,14	9,23	9,15	9,07
v <sub>Dr</sub> m/min	5,5	5,6	-	5,6	5,6	5,6	5,6	5,6	5,3	5,3	5,3	-	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3
I <sub>m</sub> A	139,3	143,9	-	141,8	143,4	143,1	145,8	142,8	138,9	137,8	138,7	-	137,9	137,5	139,2	138,9	137,1
U <sub>m</sub> V	24,1	23,9	-	23,8	23,9	24,0	23,8	23,7	26,5	26,9	26,6	-	27,1	26,9	27,0	27,0	27,1
E <sub>m</sub> kJ/cm	5,76	5,90	-	5,79	5,88	5,89	5,95	5,80	6,31	6,35	6,32	-	6,41	6,34	6,44	6,43	6,31

\*) Abtastrate: 3,2 kHz

Fortsetzung Tabelle A 13

Prozessstabilität	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil
Kurzschlüsse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Spritzerbildung	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	kaum	kaum	kaum	kaum	kaum	kaum	kaum	kaum	kaum
Nahtgeometrie	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut
Einbrandkerben	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Risse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Bemerkung	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Fortsetzung Tabelle A 13

Schutzgas		88 % Argon + 12 % Stickstoff								80 % Argon + 20 % Stickstoff								
		1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Schweißlage		11	11	11	11	11	11	11	10	11	11	11	11	11	11	11	10	10
Nahtraupen		11	11	11	11	11	11	11	10	11	11	11	11	11	11	11	10	10
Stromart / Polung		DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +
Modulationsart		I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>
Brennerführung (x)		10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°
I <sub>K</sub>	mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
I <sub>GD</sub>	mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
T <sub>ZW</sub>	°C	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120
U <sub>P</sub>	V	39,0	39,0	39,0	39,0	39,0	39,0	39,0	39,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0
I <sub>G</sub>	A	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45
t <sub>P</sub>	ms	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5
f	Hz	80	80	80	80	80	80	80	80	85	87	87	87	87	87	87	87	87
v <sub>Dr</sub>	m/min	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5	4,7
v <sub>S</sub>	cm/min	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35
Pulsflanke		2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
Datei; Weldanalyst*)		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I <sub>eff</sub>	A	190,2	182,6	186,6	185,9	181,5	193,9	182,7	188,7	174,4	184,2	191,6	183,9	184,4	173,1	182,4	186,7	192,6
U <sub>eff</sub>	V	29,7	30,0	30,0	29,9	29,8	29,3	29,9	29,6	31,6	31,6	31,0	31,4	31,3	32,1	31,6	31,7	30,4
E <sub>eff</sub>	kJ/cm	9,68	9,39	9,60	9,53	9,27	9,74	9,36	9,58	9,45	9,98	10,18	9,90	9,89	9,53	9,88	10,15	9,45
v <sub>Dr</sub>	m/min	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	4,7	4,7	4,7	4,7	4,6	4,6	4,6	4,7	5,1
I <sub>m</sub>	A	138,8	137,3	139,5	138,9	136,2	143,4	137,3	140,0	134,4	140,6	145,1	140,2	140,8	133,8	139,6	142,3	145,5
U <sub>m</sub>	V	29,0	29,4	29,4	29,2	29,1	28,5	29,3	28,9	31,0	31,0	30,2	30,7	31,3	31,5	31,0	31,0	29,8
E <sub>m</sub>	kJ/cm	6,90	6,92	7,03	6,95	6,79	7,01	6,90	6,94	7,14	7,47	7,51	7,38	7,55	7,23	7,42	7,56	7,14

\*) Abtastrate: 3,2 kHz

Fortsetzung Tabelle A 13

Prozessstabilität	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.
Kurzschlüsse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Spritzerbildung	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas
Nahtgeometrie	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut
Einbrandkerben	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Risse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine
Bemerkung	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Tabelle A 14: Protokoll über das vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen von reinen Schweißgutproben (Auftragschweißungen) aus dem Schweißzusatz SG-NiCr29Fe

Grundwerkstoff NiCr29Fe (2.4642) Schweißzusatz SG-NiCr29Fe (2.4642) Charge 93490 Schutzgas verschiedene  
 Werkstückdicke 16 mm Durchmesser 1,2 mm Stromkontaktdüse CuCrZr SUG-Menge (l/min) Ar (15), Rest (18)

Schutzgas	Argon								95 % Argon + 5 % Stickstoff								
	1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	
Schweißlage	1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	
Nahtraupen	10	11	11	11	11	11	10	10	11	11	11	11	11	11	11	10	
Stromart / Polung	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	
Modulationsart	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	I <sub>G</sub> / U <sub>P</sub>	
Brennerführung (x)	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	
l <sub>K</sub> mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	
l <sub>GD</sub> mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	
T <sub>ZW</sub> °C	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	
U <sub>P</sub> V	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	36,0	38,5	38,5	38,5	38,5	38,5	38,5	38,5	38,5	
I <sub>G</sub> A	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	
t <sub>P</sub> ms	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	
f Hz	75	75	75	75	75	75	75	75	80	80	80	80	80	80	80	80	
v <sub>Dr</sub> m/min	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	
v <sub>S</sub> cm/min	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	
Pulsflanke	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	
Datei; Weldanalyst*)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
I <sub>eff</sub> A	202,9	206,8	200,6	218,0	193,5	208,9	195,7	206,9	208,0	207,7	206,4	202,7	203,9	199,1	202,0	201,4	
U <sub>eff</sub> V	25,4	25,3	25,4	25,5	25,2	25,4	25,3	25,5	27,1	27,4	27,1	27,4	27,1	27,5	27,3	27,5	
E <sub>eff</sub> kJ/cm	8,83	8,97	8,73	9,53	8,36	9,10	8,49	9,04	9,66	9,76	9,59	9,52	9,47	9,39	9,45	9,49	
v <sub>Dr</sub> m/min	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	
I <sub>m</sub> A	142,0	144,1	140,9	149,9	137,1	144,9	138,3	144,3	143,1	143,2	142,2	140,9	140,8	140,3	140,2	139,4	
U <sub>m</sub> V	24,7	24,5	24,6	24,7	24,4	24,7	24,5	24,7	26,2	26,6	26,3	26,6	26,3	26,3	26,4	26,6	
E <sub>m</sub> kJ/cm	6,01	6,05	5,94	6,35	5,73	6,14	5,81	6,11	6,43	6,53	6,41	6,43	6,35	6,33	6,35	6,36	

\*) Abtastrate: 3,2 kHz



Fortsetzung Tabelle A 14

Prozessstabilität	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	stabil	
Kurzschlüsse	keine	keine	keine	verein.	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	
Spritzerbildung	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	
Nahtgeometrie	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	gut	
Einbrandkerben	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	
Risse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	
Bemerkung	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	

Fortsetzung Tabelle A 14

Schutzgas		88 % Argon + 12 % Stickstoff								80 % Argon + 20 % Stickstoff								
		1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Schweißlage		1	2	3	4	5	6	7	8	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Nahtrauben		9	9	9	8	9	9	9	9	11	10	10	10	10	10	10	10	10
Stromart / Polung		DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +	DC / +
Modulationsart		$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$	$I_G / U_P$
Brennerführung (x)		10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°	10°
$l_K$	mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
$l_{GD}$	mm	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14	14
$T_{ZW}$	°C	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120	≤ 120
$U_P$	V	39,0	39,0	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5
$I_G$	A	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45	45
$t_P$	ms	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,5	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0
f	Hz	80	80	83	83	83	83	83	83	85	85	85	85	85	85	85	85	85
$v_{Dr}$	m/min	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0
$v_S$	cm/min	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35	35
Pulsflanke		2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
Datei; Weldanalyst*)		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
$I_{eff}$	A	196,6	194,2	191,2	192,1	198,2	187,6	196,3	182,5	185,1	190,0	182,3	182,5	183,6	187,1	181,3	-	-
$U_{eff}$	V	28,9	29,2	29,8	30,3	29,7	30,5	29,6	30,4	30,1	30,7	31,5	31,3	31,2	31,2	31,7	-	-
$E_{eff}$	<i>kJ/cm</i>	9,74	9,72	9,77	9,98	10,09	9,81	9,96	9,51	9,55	10,00	9,84	9,79	9,82	10,01	9,55	-	-
$v_{Dr}$	<i>m/min</i>	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	5,3	-	-
$I_m$	A	141,5	141,0	141,6	141,2	144,7	138,6	143,7	135,3	140,6	141,8	139,0	139,7	139,7	142,0	138,0	-	-
$U_m$	V	28,1	28,4	29,0	29,6	28,9	29,8	28,7	29,7	29,3	30,1	31,0	30,7	30,7	30,6	31,2	-	-
$E_m$	<i>kJ/cm</i>	6,82	6,86	7,04	7,16	7,17	7,08	7,07	6,89	7,06	7,32	7,39	7,35	7,35	7,45	7,06	-	-

\*) Abtastrate: 3,2 kHz

Fortsetzung Tabelle A 14

Prozessstabilität	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	instab.	-	-
Kurzschlüsse	keine	keine	keine	verein.	keine	keine	keine	keine	keine	keine	verein.	verein.	keine	keine	keine	-	-
Spritzerbildung	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	etwas	-	-
Nahtgeometrie	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	überh.	-	-
Einbrandkerben	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	-	-
Risse	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	keine	-	-
Bemerkung	-	-	-	-	-	-	-	-	-								

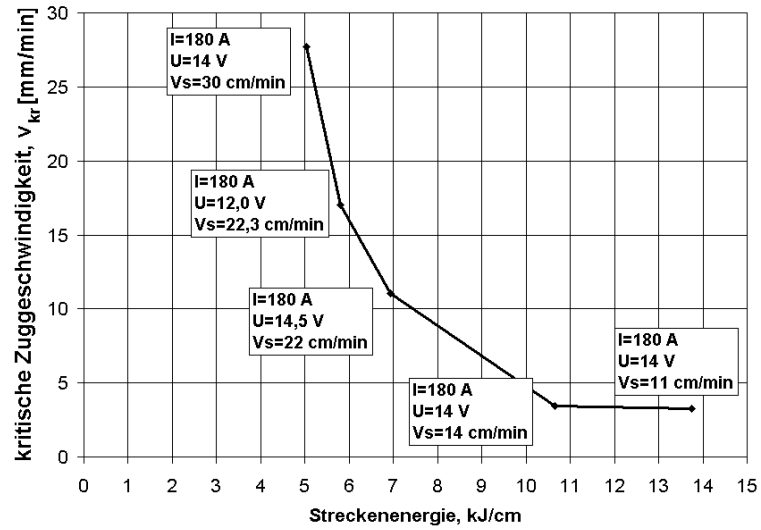


Bild A 1: Einfluss der Streckenenergie auf die kritische Verformungsgeschwindigkeit bei PVR-Versuchen an NiCr25FeAlY, ermittelt an WIG-Blindraupen unter Einsatz von 100 % Argon (4.6) als Schutzgas [144]

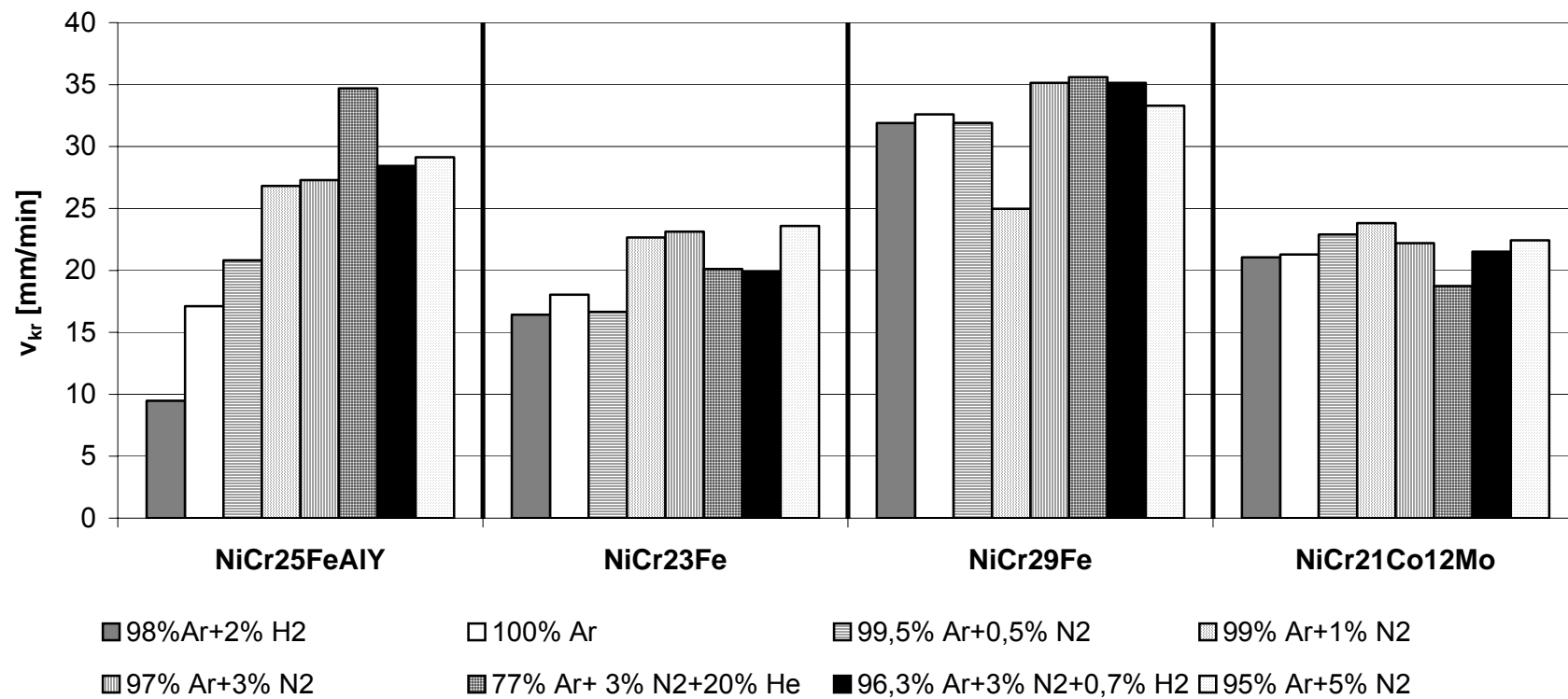


Bild A 2: Graphische Darstellung der ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMakro}$  der WIG-Blindraupen

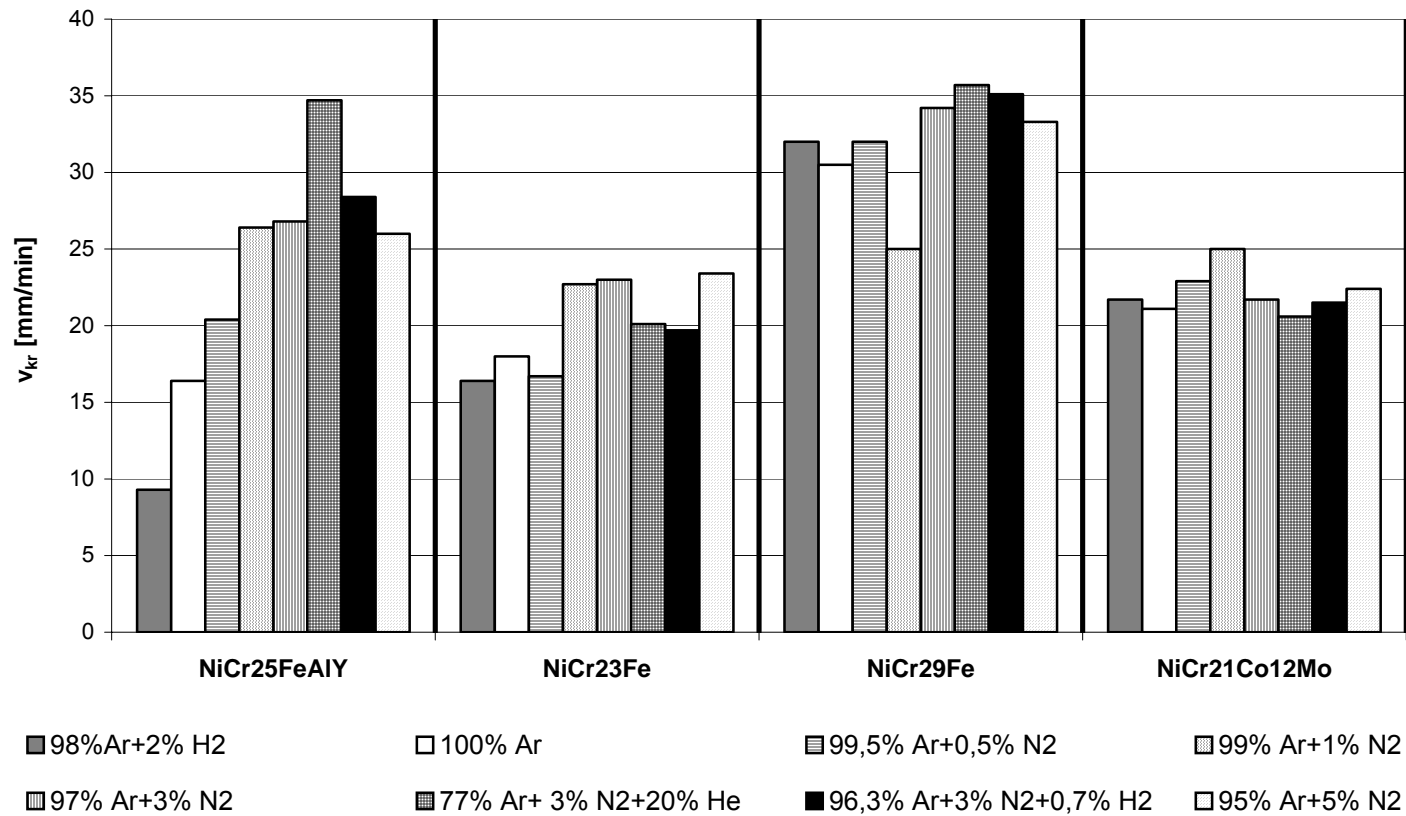


Bild A 3: Graphische Veranschaulichung der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten  $v_{krMikro}$  der WIG-Blindraupen

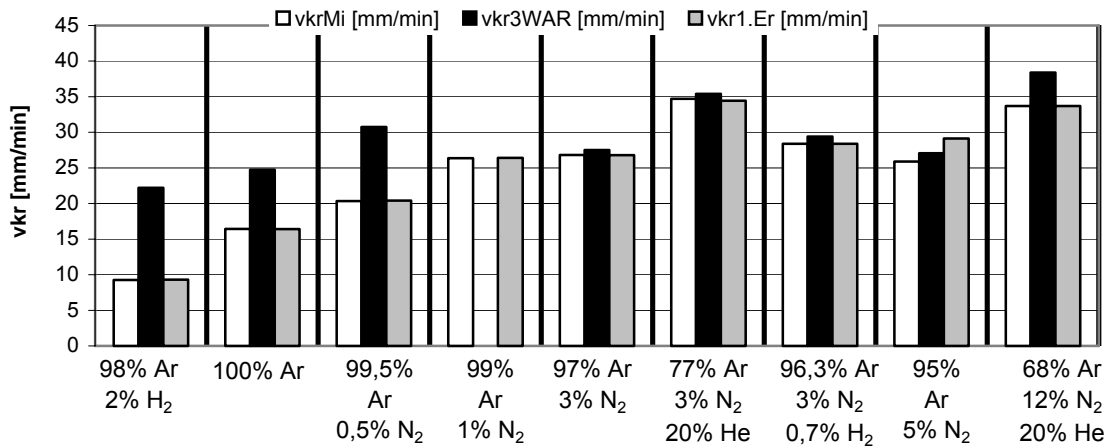


Bild A 4: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr25FeAlY (alloy 602 CA)

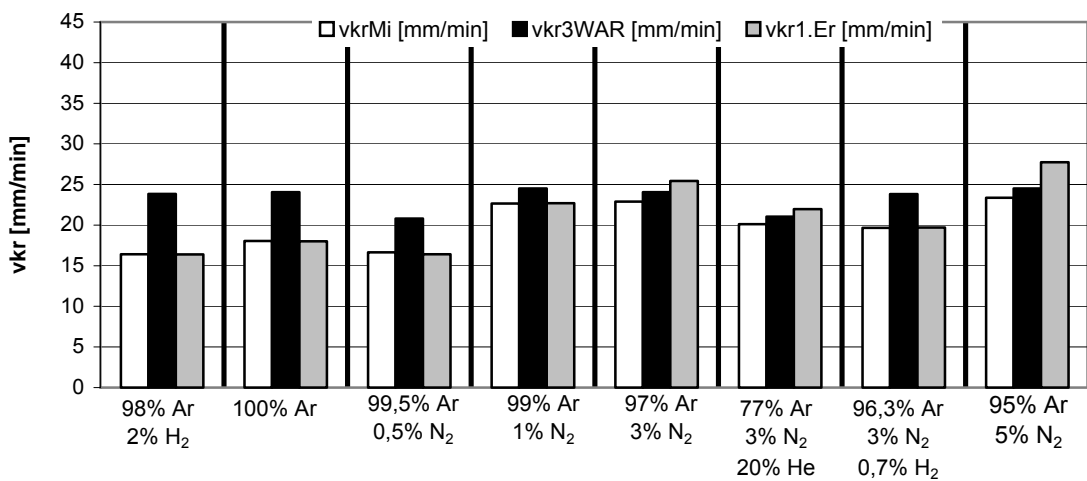


Bild A 5: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr23Fe (alloy 601 H)

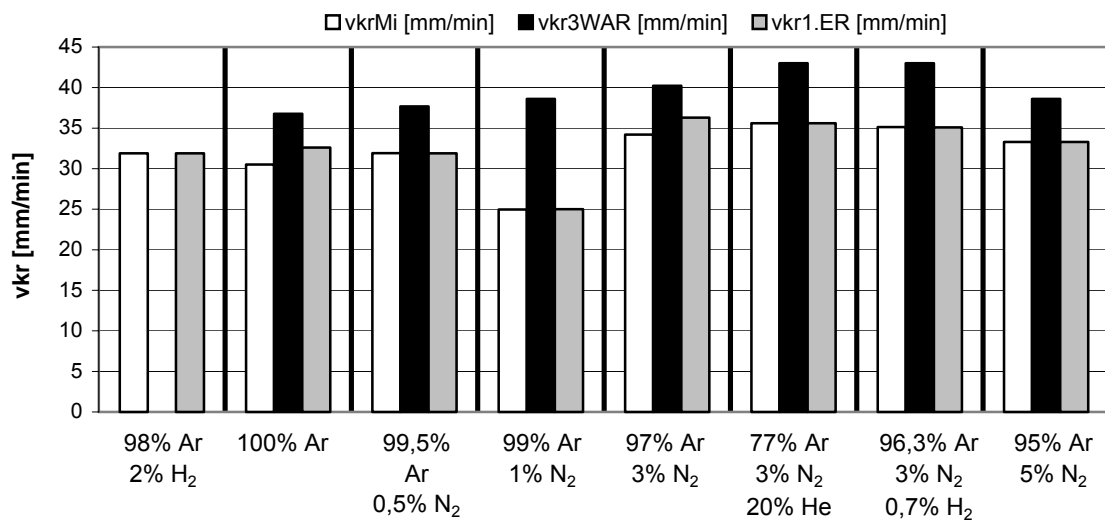


Bild A 6: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr29Fe (alloy 690)

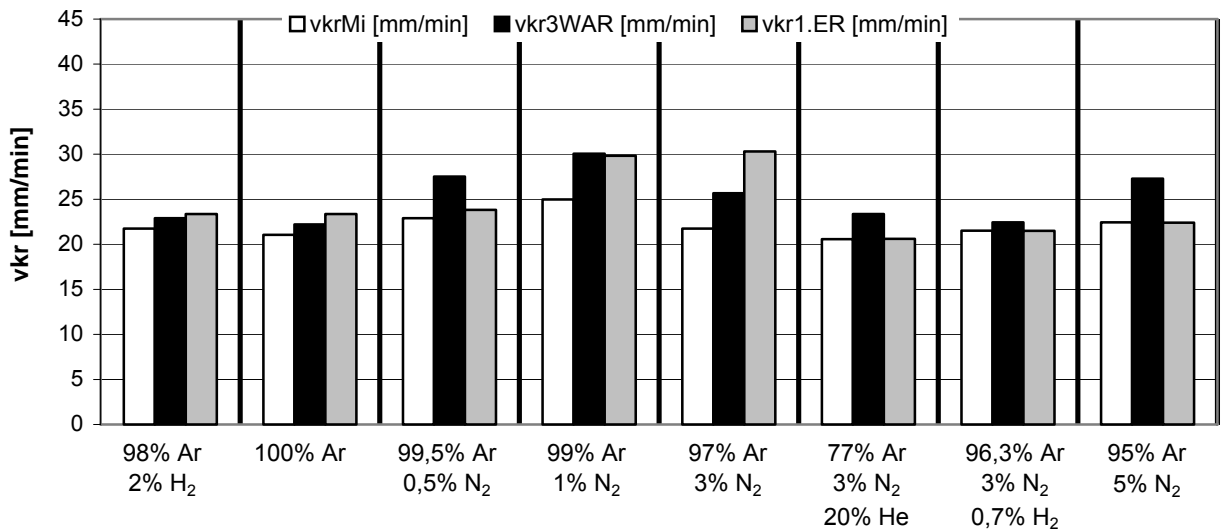
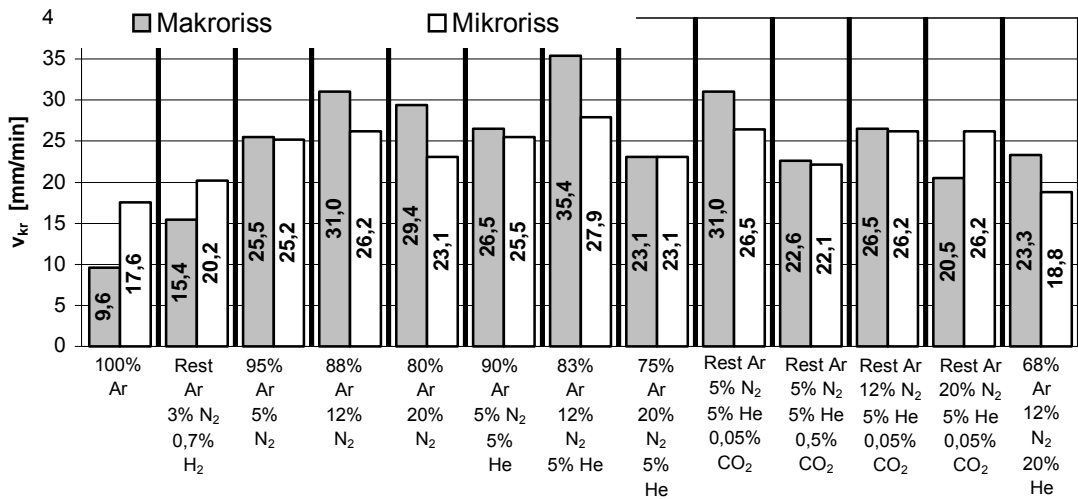


Bild A 7: Ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeiten bei der WIG-Umschmelzung des Werkstoffes NiCr21CoMo12 (alloy 617)



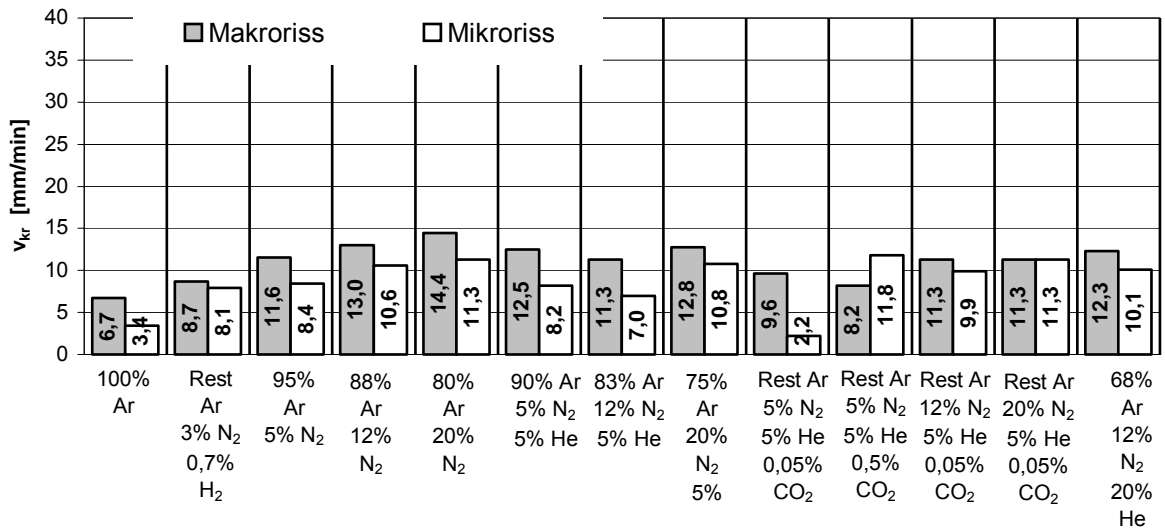


Grundwerkstoff: alloy 602 CA (Charge 58440, W.-Nr. 2.4633)

Schweißzusatz: FM 602 CA (Charge 57548, W.-Nr. 2.4649)

v<sub>max</sub>: 45 mm/min (Versuchsbedingung)

Bild A 8: Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 602 CA

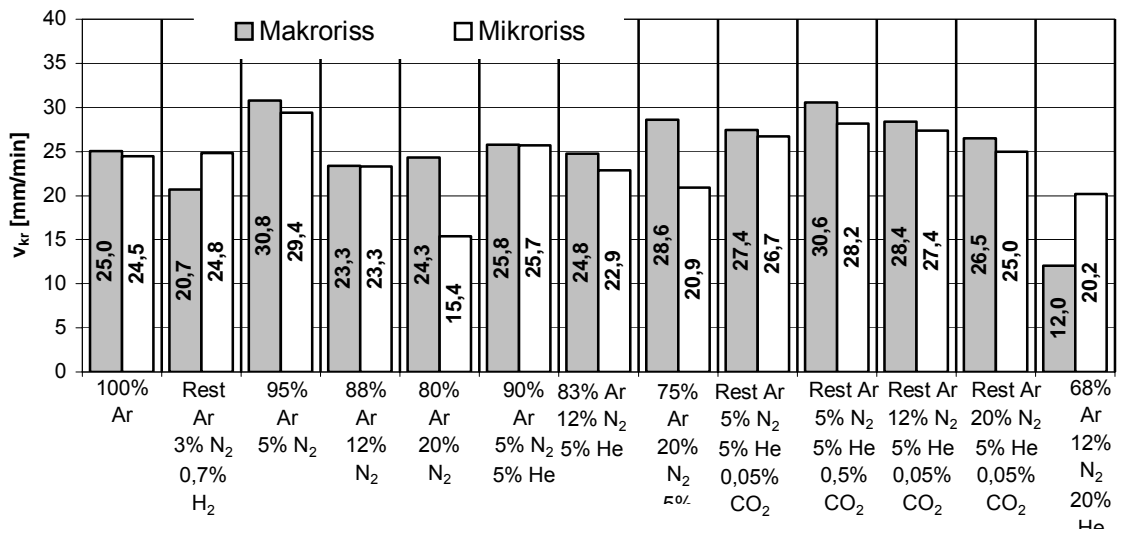


Grundwerkstoff: alloy 601 H (Charge 57215, W.-Nr. 2.4851)

Schweißzusatz: FM 602 CA (Charge 57548, W.-Nr. 2.4649)

v<sub>max</sub>: 45 mm/min (Versuchsbedingung)

Bild A 9: Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 601 H

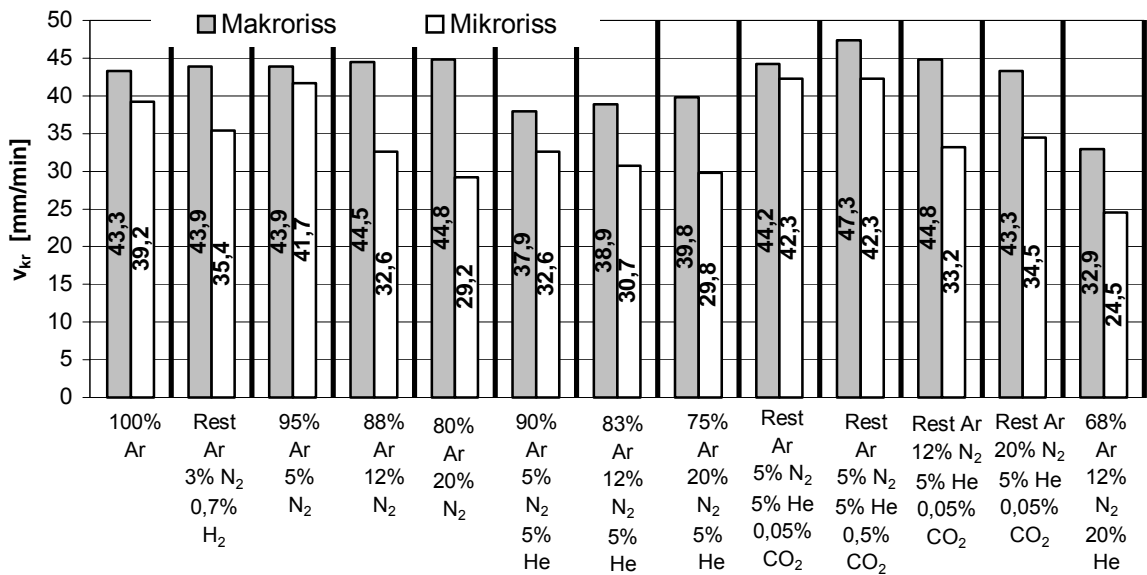


Grundwerkstoff: alloy 617 (Charge 21049, W.-Nr. 2.4663)

Schweißzusatz: Thermanit 617 (Charge 94751, W.-Nr. 2.4627)

v<sub>max</sub>: 45 mm/min (Versuchsbedingung)

Bild A 10: Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 617



Grundwerkstoff: alloy 690 (Charge 45040, W.-Nr. 24642)

Schweißzusatz: Thermanit 690 (Charge 93835, W.-Nr. 24642)

v<sub>max</sub>: 60 mm/min (Versuchsbedingung)

Bild A 11: Ergebnisse der PVR-Tests beim MSGp-Schweißen von alloy 690

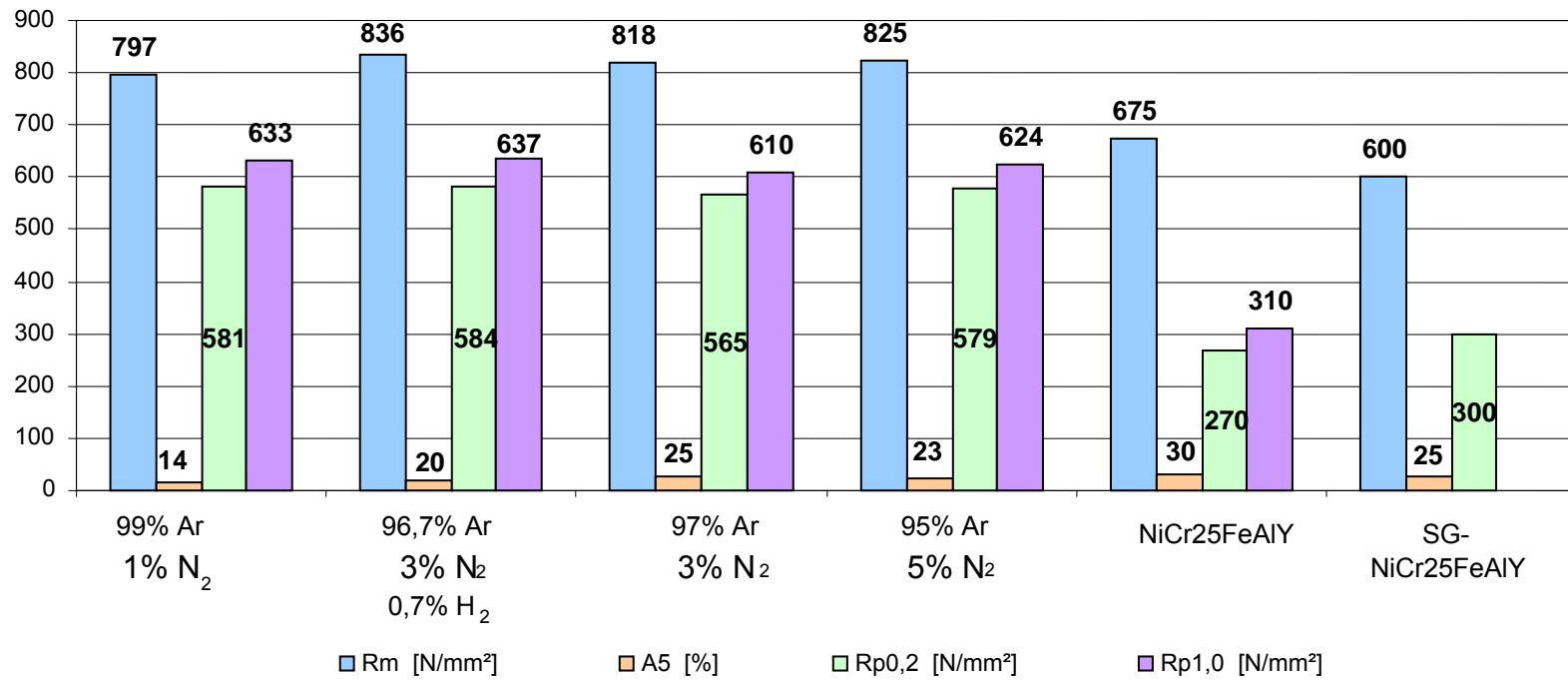


Bild A 12: Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Zugversuch an den reinen WIG-Schweißgutproben

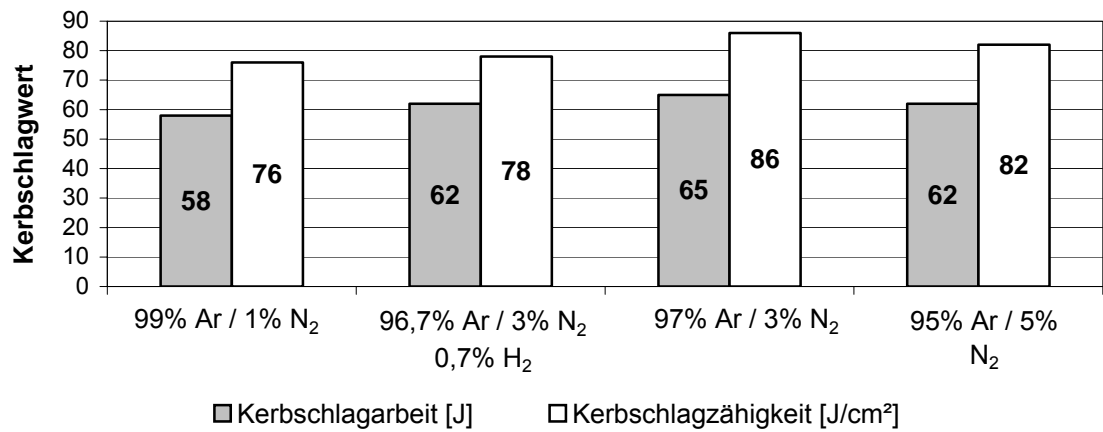


Bild A 13: Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen WIG-Schweißgutproben

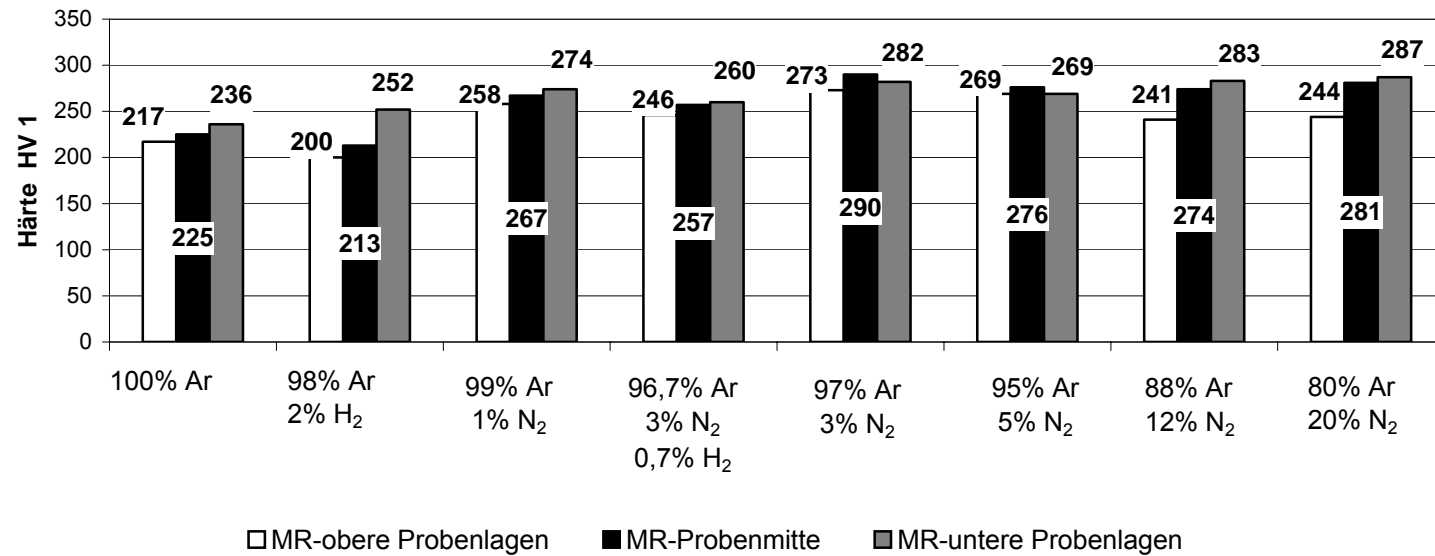


Bild A 14: Grafische Veranschaulichung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen WIG-Schweißgutproben (Mittelwerte)

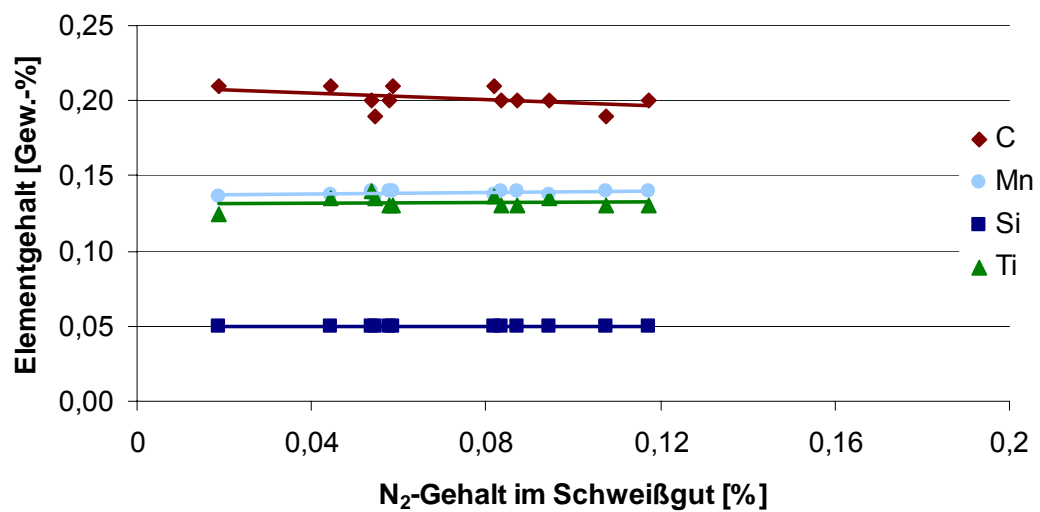
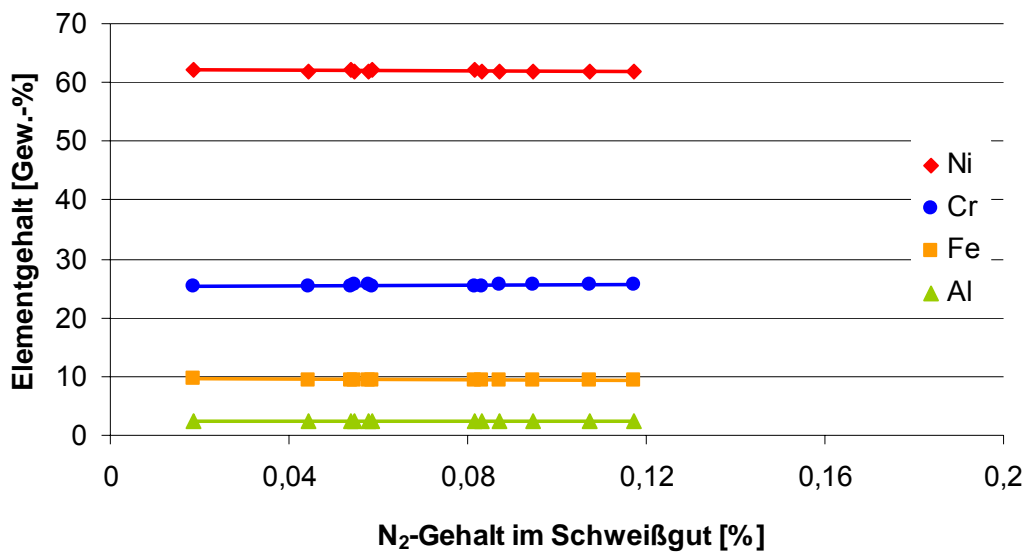


Bild A 15: Darstellung der chemischen Zusammensetzung reiner MSGp-Schweißgutproben aus dem Schweißzusatz SG-NiCr25FeAlY (Charge 57548) in Abhängigkeit des N<sub>2</sub>-Gehaltes im Schweißgut (Darstellung aller N<sub>2</sub>-haltiger MSGp-Schweißgüter; Linien: lineare Trendlinien)

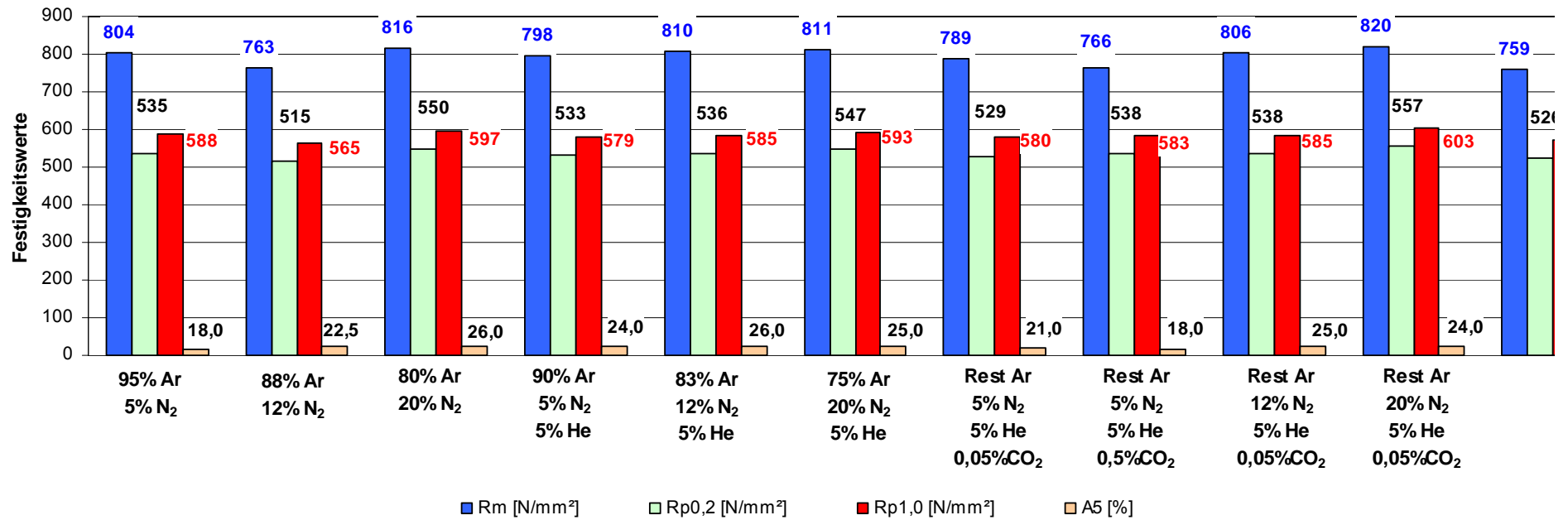


Bild A 16: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Zugversuchen an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)

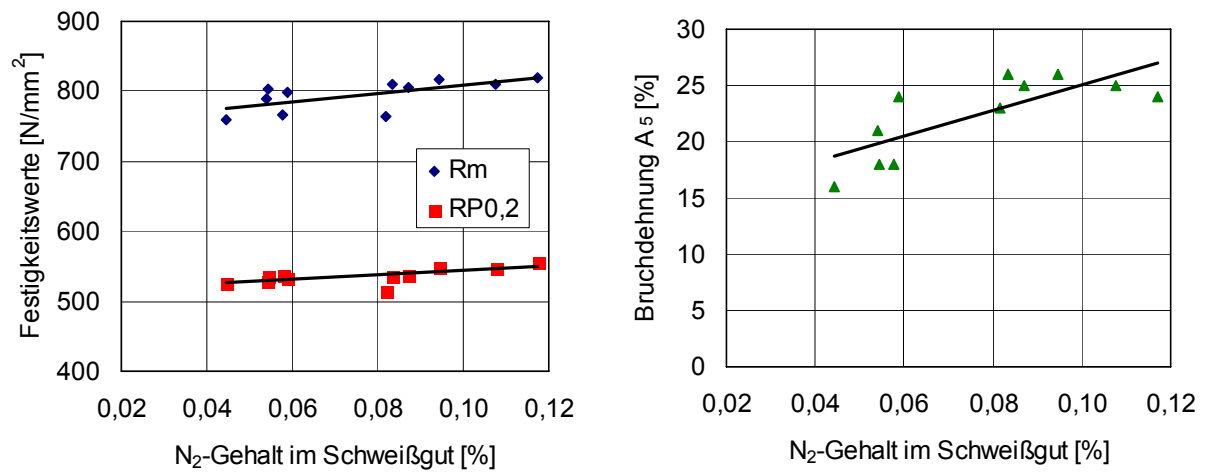


Bild A 17: Festigkeits- und Bruchdehnungswerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung aller N<sub>2</sub>-haltiger MSGp-Schweißgüter; schwarze Linien: lineare Trendlinien)



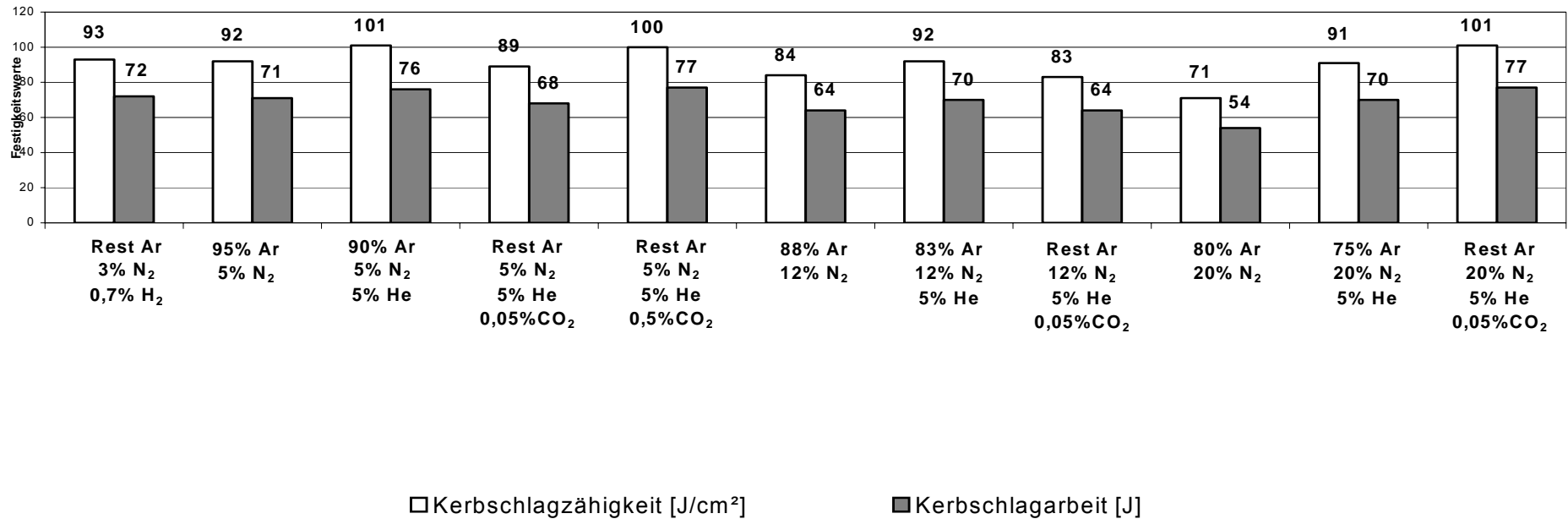


Bild A 18: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)

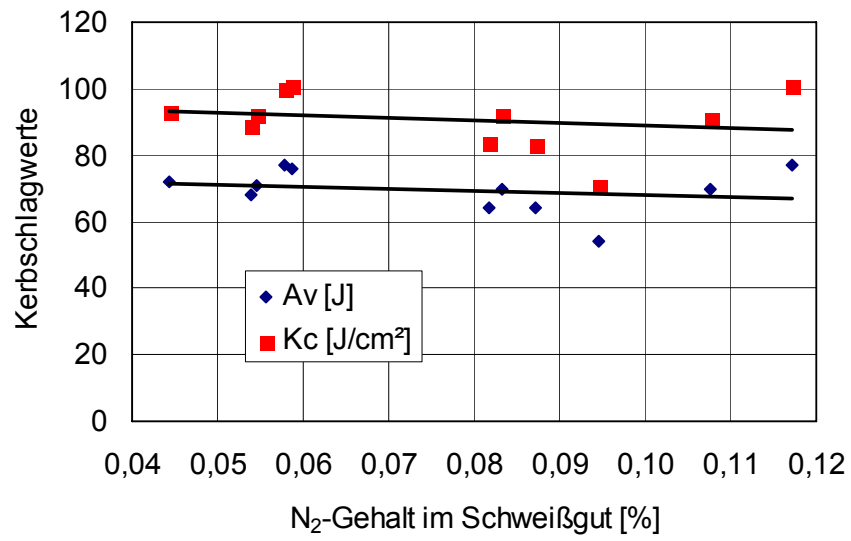


Bild A 19: Kerbschlagwerte der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung aller N<sub>2</sub>-haltiger MSGp-Schweißgüter; schwarze Linien: lineare Trendlinien)

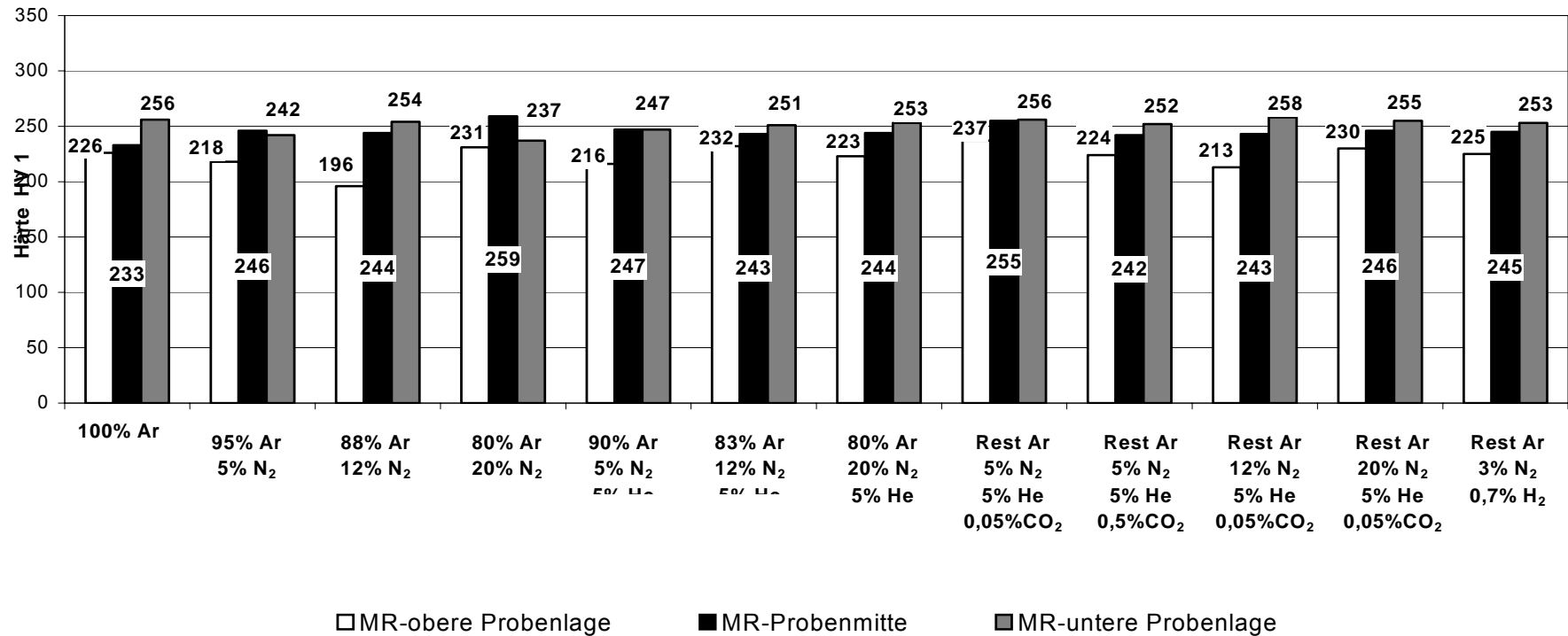


Bild A 20: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 an reinen MSGp-Schweißgutproben (Mittelwerte)

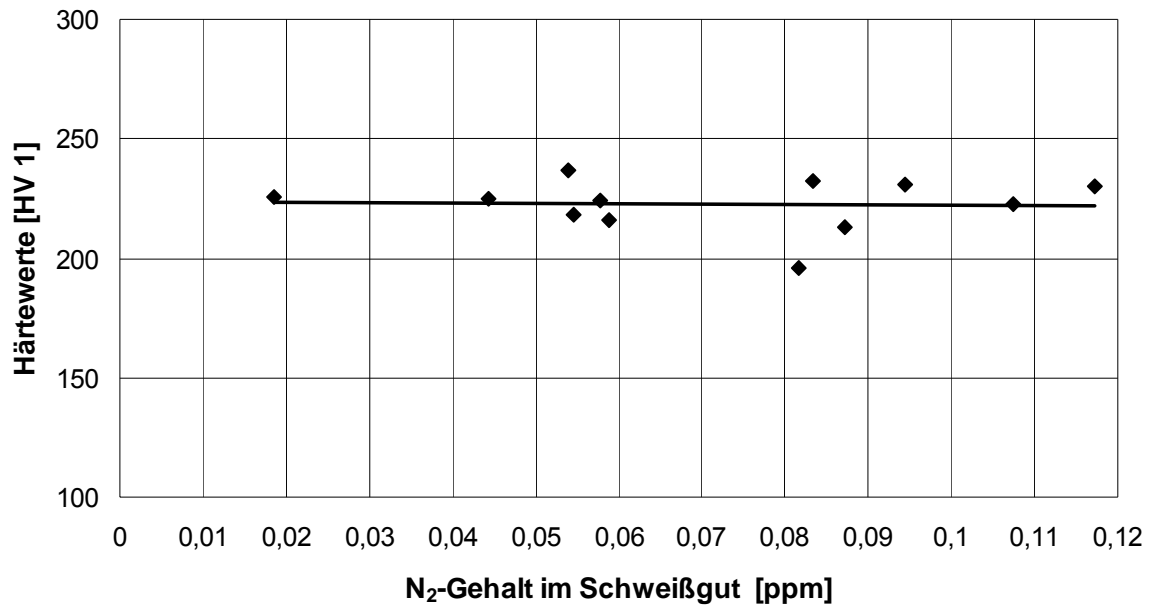


Bild A 21: Werte der Kleinlasthärtemessungen der reinen MSGp-Schweißgüter in Abhängigkeit der Stickstoffgehalte im Schweißgut (Darstellung aller N<sub>2</sub>-haltiger MSGp-Schweißgüter; schwarze Linie: lineare Trendlinie)

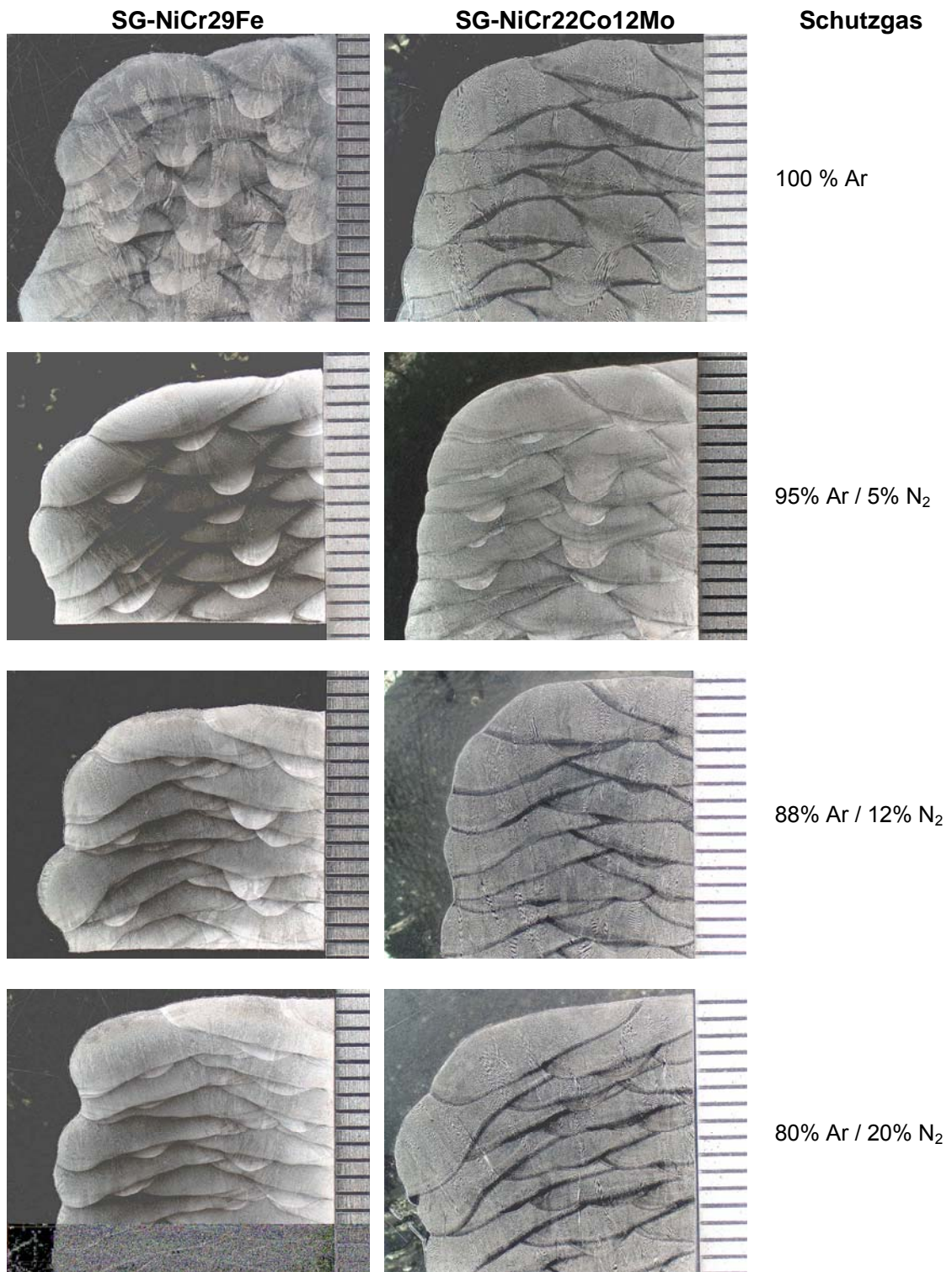
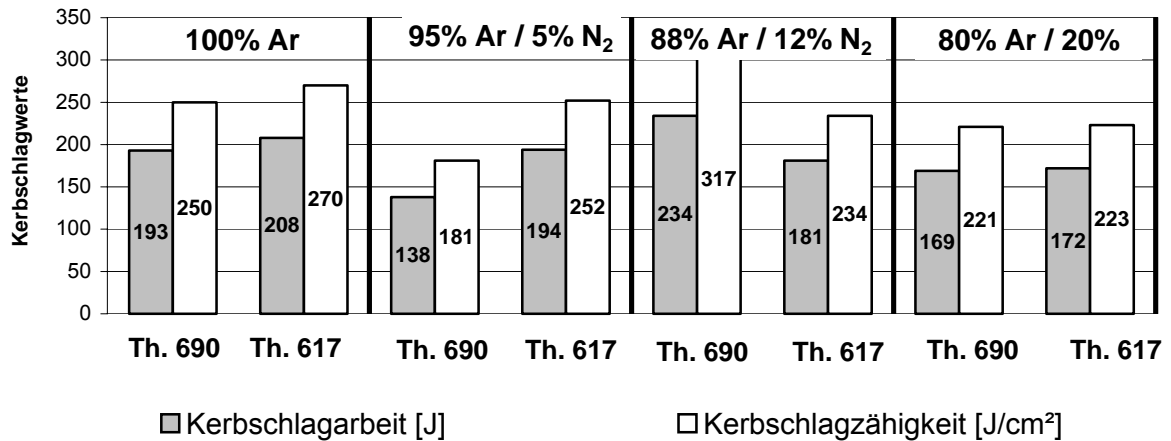


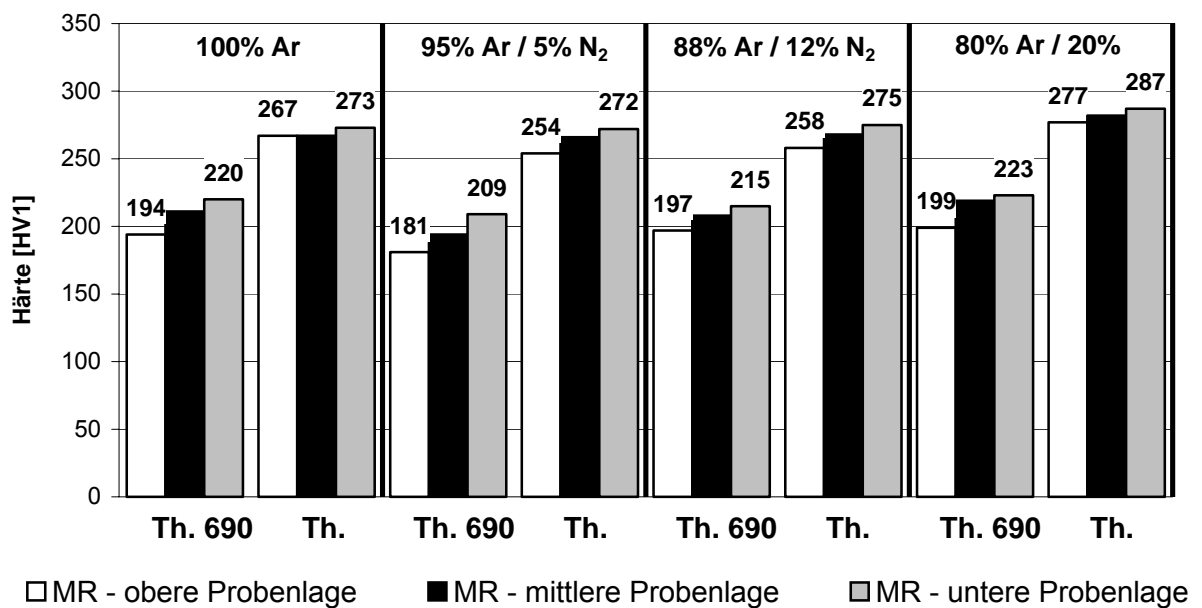
Bild A 22: Makrogefüge reiner MSGp-Schweißgutproben weiterer heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen, Ätzung: elektrolytisch (30 s bei 25 °C), Ätzmittel: 25 ml HCL, 10 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 75 ml Alkohol



Th. 690: SG-NiCr29Fe (Thermanit 690)

Th. 617: SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617)

Bild A 23: Grafische Darstellung der Ergebnisse (Mittelwerte) aus dem Kerbschlagbiegeversuch an reinen MSGp-Schweißgutproben



Th. 690: SG-NiCr29Fe (Thermanit 690)

Th. 617: SG-NiCr22Co12Mo (Thermanit 617)

Bild A 24: Grafische Darstellung der Ergebnisse aus den Kleinlasthärtemessungen HV 1 (Mittelwerte)

# Lebenslauf

## Persönliches

Name, Vorname: Hübner, Andrea  
Geburtsdatum und -ort: 12.03.1968 in Magdeburg  
Familienstand: verheiratet, 1 Kind

## Schul- und berufliche Ausbildung

1974 - 1984 Polytechnische Oberschule, Magdeburg  
Abschluss: mittlere Reife  
1984 – 1987 Berufsausbildung als Maschinenbauer mit Abitur, Magdeburg  
Abschluss: Facharbeiter und Abitur

## Studium

1987 - 1992 Hochschulstudium an der Technischen Universität „Otto von Guericke“, Magdeburg  
Studium in der Fachrichtung: Maschinenbau/Produktionstechnik  
Spezialisierungsrichtung: Schweißtechnik  
Abschluss: Dipl.-Ing. für Maschinenbau/Produktionstechnik

## Berufliche Tätigkeit

Juli 1987 Maschinenbauer im VEB SKET, Magdeburg  
seit 1992 Wissenschaftliche Mitarbeiterin an der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Fakultät für Maschinenbau, Institut für Füge- und Strahltechnik