



Title	Fundamentale Studien zum Elektronenstrahlschweißen von Hitzebeständigen Legierungen für Kernkraftanlagen (Bericht 3) : Metallurgische Betrachtungen über Mikroriß
Author(s)	Arata, Yoshiaki; Terai, Kiyohide; Nagai, Hiroyoshi et al.
Citation	Transactions of JWRI. 1977, 6(2), p. 235-250
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/9581
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

Fundamentale Studien zum Elektronenstrahlschweißen von Hitzebeständigen Legierungen für Kernkraftanlagen (Bericht 3)[†]

— Metallurgische Betrachtungen über Mikroriß —

Yoshiaki ARATA*, Kiyohide TERAJ**, Hiroyoshi NAGAI**, Shigeki SHIMIZU** und Toshiichi AOTA**

Abstraktum

In diesem Bericht wurde der Mikroriß bei der Elektronenstrahlschweißung von Legierungen für Kernkraftanlagen metallurgisch untersucht, zur Verdeutlichung des Mikrorißbildungsmechanismus.

Die Abscheidung in der Wärmeeinflußzone, angrenzend zur Fusions Linie, der Legierung, welche vom Mikroriß begleitet wird, verändert sich und schmilzt und wird identifiziert mit Röntgenstrahlen-diffraktion. Als Ergebnis wurde deutlich gemacht, daß die Abscheidungs-Abschmelzung eng verbunden ist mit dem Mikroriß am Nagelkopfhals, welcher von besonderer Charakteristik in der Verteilung von Temperaturen und Druckbelastung ist.

1. Einleitung

Im vorhergegangenen Bericht¹⁾ wurde deutlich gemacht, daß Porosität und Mikroriß (Wärmeriß) auftraten beim Elektronenstrahlschweißen von Hitzebeständigen Legierungen für Kernkraftanlagen.

Es sind zahlreiche Untersuchungen^{2)~4)} vorhanden die sich mit dem Mikroriß von hitzebeständigen Legierungen befassen. Jedoch gibt es nur wenige Berichte⁵⁾ die sich mit metallurgischen Untersuchungen über den Mikroriß der schweißung im Verhältnis zum Elektronenstrahlschweißprozeß beschäftigen. Im Erhitzungs- und Schmelzungsprozeß finden wir hier einen grossen Unterschied. In diesem Bericht wurde die mikroskopische Untersuchung der Elektronenstrahlschweißung und die Strahlenabtastung derselben hauptsächlich durchgeführt mit Strahlen-Elektronis-

cher-Mikro-photographie (SEM) und Elektronischer-Fühler-Mikroanalyse (EPMA), zur Abklärung und Spezifizierung des Mikrorißmechanismus und seines metallurgischen Aspekts. Dabei wurde klare Abhängigkeit zwischen Mikroriß und abscheidener Abschmelzung festgestellt.

2. Verwendete Materialien

Legierungen wie Hastelloy-type, Inconel-type und Incoloy-type, sowie austenitischer Stahl wurden zum vergleichen benutzt. **Tabelle 1** zeigt die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Dekors dieser Materialien. Hastelloy-type Legierungen als HAEN, HAEM, HVEN und HVERN werden im nächsten Kapitel der Reihenfolge nach beschrieben.

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung und mechanisches Dekor der benutzten Legierungen

Material	Zeichen	Dicke (mm)	Schmelz-prozeß*	Endwärmebe-handlung	Korngr-öße (ASTM)	Mechanische Eigenschaften					Chemische Eigenschaften (%)														Gas Zusammensetzung (ppm)								
						0.2% PD (kg/mm ²)	Z.F. (kg/mm ²)	D (%)	Q (%)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb+Ta	Al	Ti	B	Zr	Ce	Fe	O	N					
Hastelloy X	HAEN	20	LE	1120°Cx16Min W.Q.	1-4	304	71.1	59.0	65.0	0.066	0.48	0.88	0.016	<0.002	2136	1.77	9.05	0.45	—	0.07	0.15	0.002	—	—	—	—	—	—	19.09	30	405	42	447
	HAEM			1150°Cx50Min W.Q.	5-6	38.7	75.0	47.6	—	0.068	0.37	0.59	0.012	<0.002	2074	1.03	8.70	0.50	—	0.21	0.02	0.001	—	—	—	—	—	—	18.23	20	248	20	268
	HVEN			1120°Cx18Min W.Q.	1-6	34.3	73.8	49.3	56.9	0.084	0.17	0.84	0.001	<0.002	2070	1.59	9.20	0.55	—	0.22	0.19	0.002	—	—	—	—	—	—	18.53	50	306	16	322
	HVERN			1170°Cx30Min A.C.	1-4	32.4	74.0	54.3	52.2	0.065	0.35	0.72	0.001	<0.002	2140	1.45	8.93	0.51	0.05	0.05	0.06	0.002	0.009	<0.005	—	—	—	—	19.08	40	121	22	143
Inconel 625	Inl 625AE	20	LE	1000°Cx1Hr W.Q.	6	45.5	90.1	46.8	—	0.053	0.28	0.24	0.003	<0.002	22.09	0.06	8.81	0.68	3.53	0.24	0.13	—	—	—	—	—	—	2.54	30	44	211	255	
Inconel 617	Inl 617V	20	V	1177°Cx1Hr W.Q.	3-4	30.0	74.6	70.0	57.0	0.066	0.17	0.02	0.004	<0.002	21.24	12.60	9.00	—	—	0.93	0.52	—	—	—	—	—	—	1.45	40	244	180	424	
Incoloy 800	Iny 800V	20	V	1100°Cx15Hr W.Q.	2.5	22.1	58.2	52.0	72.1	0.056	0.37	0.77	0.010	0.002	3213	21.21	0.50	0.18	—	—	0.51	0.59	—	—	—	—	—	—	60	32	93	125	
Incoloy 807	Iny 807A	20	L	1230°Cx3Hr W.Q.	1	25.7	64.1	52.2	60.3	0.057	0.50	0.70	0.002	0.002	4010	20.58	8.28	0.20	4.85	0.99	0.47	0.24	—	—	—	—	Rest	70	68	144	212		
SUS 316	S 316	20	L	1100°Cx13Min W.Q.	3-5	—	60.3	61.4	—	0.045	0.79	1.26	0.028	0.004	11.51	17.52	—	2.58	—	—	—	—	—	—	—	—	—	130	257	32	289		

* LE: Elektroschlacke-Schmelzung nach der Luft-Schmelzung, VE: Elektroschlacke-Schmelzung nach der Vakuum-Schmelzung, V: Vakuum-Schmelzung, L: Luft-Schmelzung

† Received on October 11, 1977

* Professor, Director

** Kawasaki Heavy Industries, Ltd.

3. Experimenteller Arbeitsprozeß

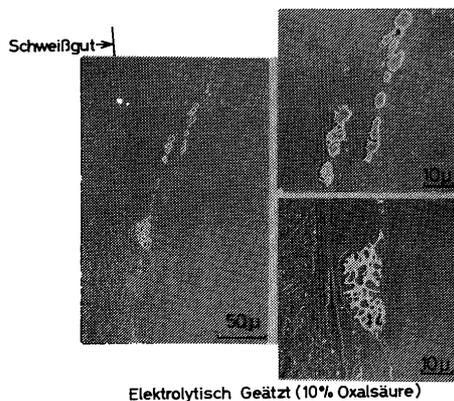
Nach der elektrolytischen Glättung und Dtzung der Elektronenstrahlschweißung, mikroskopische Aufnahmen der Schweißung (angrenzend zur Fusionslinie), sowie Strahlenabtastung der selben wurden mit Hilfe des SEM und EPMA durchgeführt. Strahlenabtastungsfluß und Beschleunigungs-spannung wurden konstant gehalten bei 0.01μ Amp. und 20 KV. Strahlenabtastung wurde durchgeführt über die Abscheidung des Grundmetalles und des Mikrorißes. Zur Identifizierung der Abscheidung der Wärmezone, angrenzend zur Fusionslinie, wurden die Abscheidungsbedingungen in der Schweißung mit dem Schweiß-Thermal-Zyklus-Simulator simuliert, bei höchst Temperatur, wie im vorhergegangenen Bericht⁶⁾ beschrieben.

Heiße Dehnbarkeits-Probeexemplare wurden benutzt. Danach wurde bestätigt das der SEM der heißen Dehnbarkeits-Probeexemplare große Dhnlichkeit mit der Wärmeinflußzone (angrenzend zur Fusionslinie) hatte. Die Rückstände welche wir beim elektrolytischen Auszug erhielten, wurden durch Röntgenstrahlendiffraktion indentifiziert. Die Strahlungsdiffraktion des elektrolytischen Auszuges ergaben 20 mA/cm^2 , Methanol einschließlich 10% HCL (Vol %) und 1% Weinstensäure (wt %) Kupfer wurde als Auffanganode bei der Röntgenstrahlendiffraktion benutzt. Diese Methode wurde benutzt, weil es unmöglich war auf einem anderen Wege größere Mengen von Rückständen, von der Wärmeinflußzone (angrenzend zur Fusionslinie) zu erhalten.

4. Experimentelles Ergebniss und Erörterung

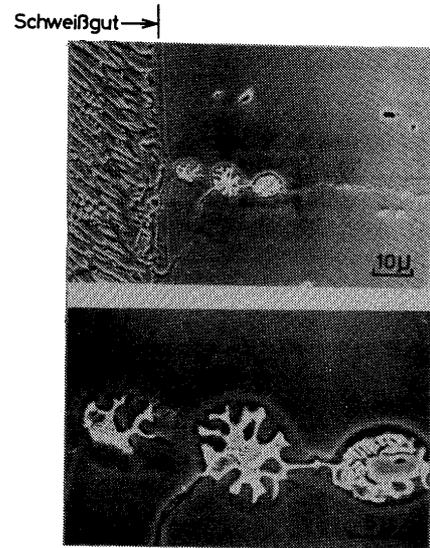
4.1 Abtastende Elektronenmikroskopische Aufnahmen von Schweißungen

SEM werden in den Photo. 1 bis 9 gezeigt. Wie



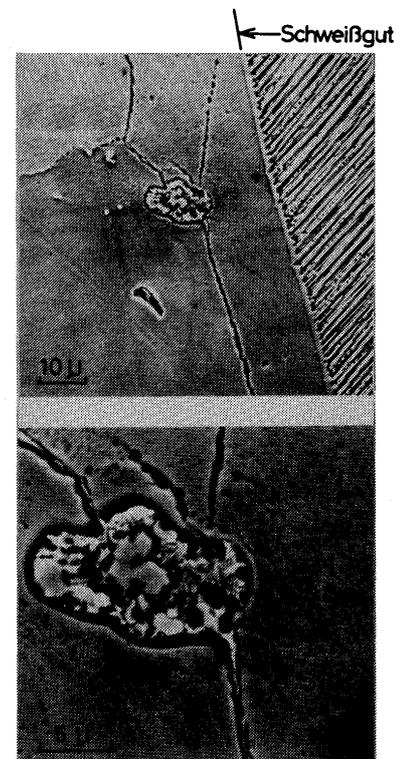
Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 1 Strahlen-Elektronische-Mikrophotographie (SEM) in der Wärmeinflußzone von Hastelloy X (HAEN)



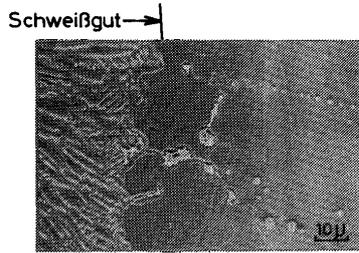
Elektrolytisch Geätzt(10% Oxalsäure)

Photo. 2 SEM in der Wärmeinflußzone von Hastelloy X (HAEM)



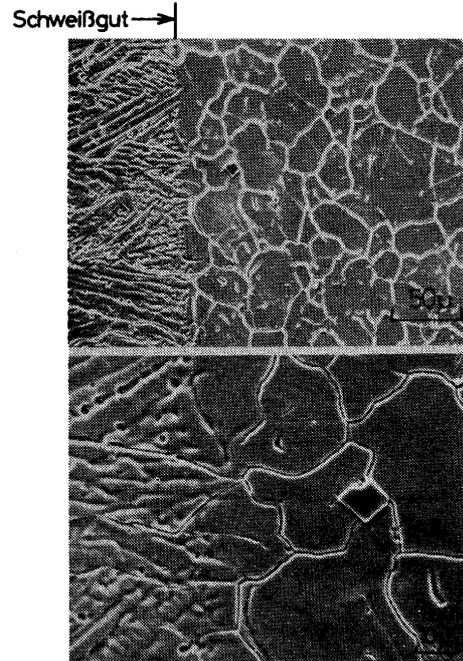
Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 3 SEM in der Wärmeinflußzone von Hastelloy X (HVEN)



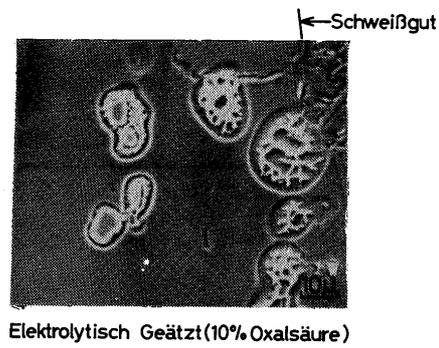
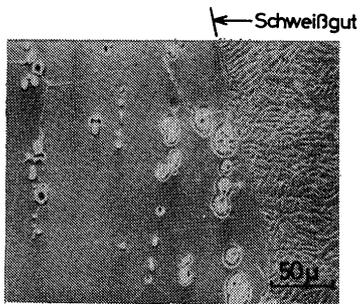
Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 4 SEM in der Wärmeinflußzone von Hastelloy X (HVERN)



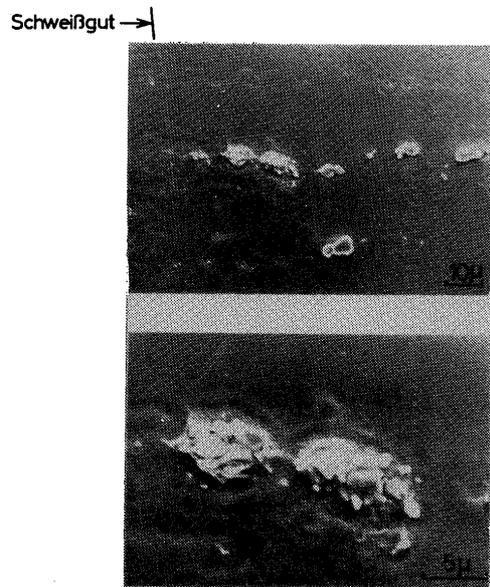
Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 7 SEM in der Wärmeinflußzone von Incoloy 800



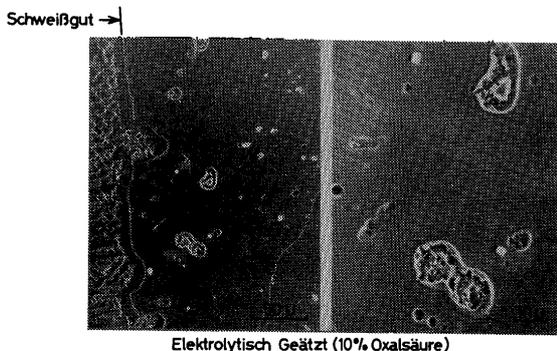
Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 5 SEM in der Wärmeinflußzone von Inconel 617



Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 8 SEM in der Wärmeinflußzone von Inconel 625



Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 6 SEM in der Wärmeinflußzone von Incoloy 807

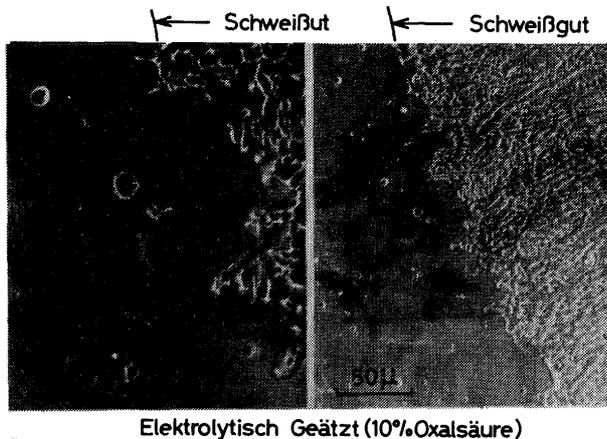


Photo. 9 SEM in der Wärmeinflußzone von SUS 316

Photo. 1 bis 6 darstellen wird die Abscheidung von Hastelloy X, Inconel 617 und Incoloy 807 von einer klaren Abschmelzung begleitet indem Bereich von ca. $30\ \mu$ entfernt von der Fusionslinie. Diese Tendenz wird noch erwähnenswerter, wenn der Bereich nahe der Fusionslinie in Erwägung gezogen wird. Wie auch immer, im Falle von Inconel 617 und Incoloy 807 kleine und quadratische Abscheidungen sind keine Belgeiterscheinungen irgendwelcher Abschmelzungen, welche in der Wärmeinflußzone, angrenzend zur Fusionslinie, zu beobachten sind. Gänzlich schmelzbare Abscheidungen von Hastelloy X und Inconel 617 sind typische Rahmenstrukturen. Die Abscheidung von Incoloy 800 verändert sich nicht, obwohl auch in diesem Material, Mikrorisse auftraten. Soweit es Inconel 625 und SUS 316 betrifft, bei denen der Mikroriß nie auftrat konnte eine klare Veränderung der Abscheidung nicht festgestellt werden, wie in den Photo. 8 und 9 zu sehen ist. Bei Inconel 625 konnte eine verhältnismäßig große Abscheidung festgestellt werden, sowie rundliche und kleinere Abscheidungen, die um die größeren Abscheidungen gelagert sind. Ein bemerkenswerter Unterschied ist nicht erkennbar zwischen simulierten Dehnbarkeits-probeexemplaren und der Wärmeinflußzone, welche in **Tabelle 2** verglichen werden.

4.2 Abtastung der Abscheidung und des Mikrorisses

4.2.1 Abtastung mit EPMA

(1) Abscheidung beim Grundmetall

Bild 1 bis 5 zeigen die Abtastungsergebnisse der Abscheidung beim Grundmetall mit Hilfe der Linienabtastung des EPMA. **Tabelle 3** zeigt diese gesammelten Ergebnisse. Die Verteilung der Elemente besteht aus Mo, W, C und Si in jedem Hastelloy X. Rundliche und kleinere Abscheidungen sind reich an

Mo, Nb, und C im Falle von Inconel 625 und große Abscheidungen sind reich an Ti, Nb und C. Quadratische und kleine Abscheidungen von Incoloy 807 sind reich an Ti, Nb und C. Cr und C erhöht sich bei Verteilung im Falle von SUS 316.

(2) Abscheidung in der Wärmeinflußzone

Bild 6 bis 9 zeigen die Abtastungsergebnisse der Abscheidung in der Wärmeinflußzone, amgrenzend zur Fusionslinie, durchgeführt mit der Linienabtastung des EPMA. Soweit es Hastelloy X, Inconel 617 und Incoloy 807 betrifft, die geschmolzene Abscheidung wurde abgetastet.

Tabelle 3 zeigt die gesamten Ergebnisse, verglichen mit dem Grundmetall. Von der Verteilung der Elemente gesehen, die geschmolzene Abscheidung von Hastelloy besteht aus Mo, W, C, Si und Al, die letzteren 4 Elemente sind in der Abscheidung des Grundmetalls enthalten. Größere Abscheidungen von Inconel 617 welche von klarer Abschmelzung begleitet werden, sind reich an Mo, Ti, C und Al, in welcher Mo und C eingegriffen sind in der Abscheidung des Grundmetalls. Größere Abscheidungen von Inconel 625, welches nie von einer klaren Veränderung begleitet wird, sind reich an Nb, Ti, C und Al. Die letzteren 3 Elemente sind in der Abscheidung des Grundmetalls enthalten. Wie bereits erwähnt, die Abscheidung in der Wärmeinflußzone von Ni basierten Legierungen, wird begleitet von erhöhter Al Produktion, welches bereits im Grundmetall enthalten ist.

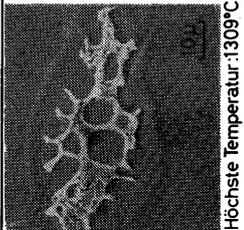
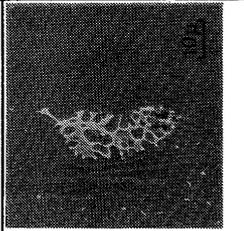
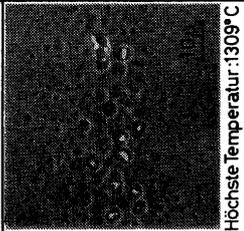
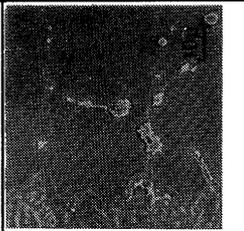
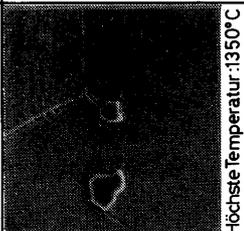
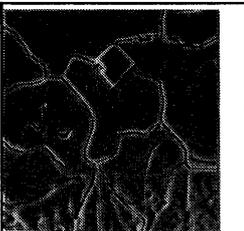
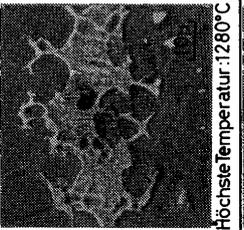
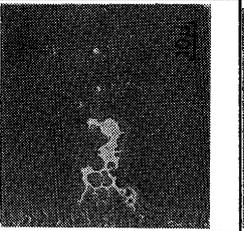
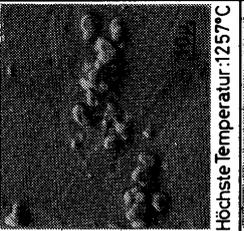
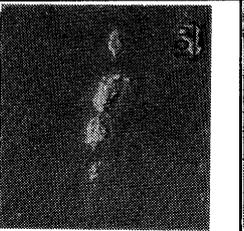
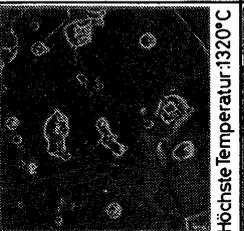
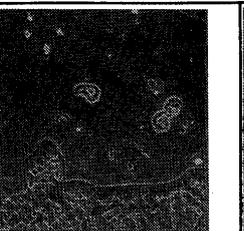
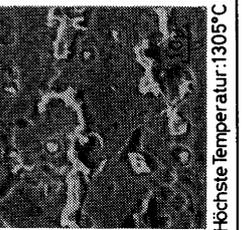
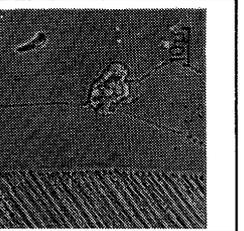
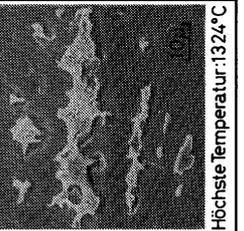
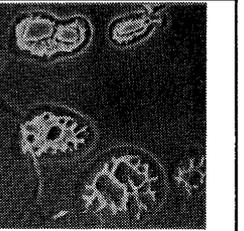
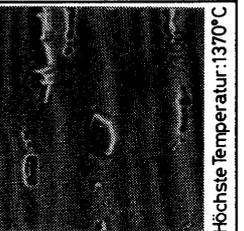
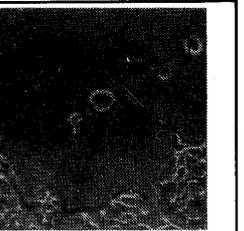
Die Abscheidung von Incoloy 800 besteht aus Ti, C und N. Bei größeren Abscheidungen von Incoloy 807 aus Nb, Ti und C.

Die Abscheidung von SUS 316 wird von Produktion von Cr und C begleitet.

(3) Mikroriß Gebiet

Bild 10 bis 13 zeigen die Abtastungsergebnisse über dem Mikroriß, anhand der Linien Abtastung des EPMA. In **Tabelle 3** sind diese Ergebnisse zusammengefaßt, wie verglichen mit den Abtastungsergebnissen der Abschmelzung im Grundmetall und der Wärmeinflußzone. Das Mikroriß-Gebiet von Hastelloy X, wird begleitet durch die Steigerung von Mo, W, C, Si und Al, welche in der geschmolzenen Abscheidung der Wärmeinflußzone enthalten sind. C und Al zeigen im Falle von Inconel 617 eine klare Steigerung. Im Falle von Incoloy 800 zeigen Ti und C, welche eingeschlossen sind in der Abscheidung der Wärmeinflußzone, eine Steigerung. Incoloy 807 wird begleitet durch die Erhöhung von Nb, Ti, C, Si und S, wobei die letzteren drei Elemente in der geschmolzenen Abscheidung der Wärmeinflußzone enthalten sind. Wie vorhergehend erwähnt, die Elemente welche die

Tabelle 2 Vergleich anhand der Elektronischen-Fühlermikroanalyse (SEM) zwischen heißen Dehnbarkeits-Probeexemplaren und der Wärmeinflußzone, der Fusionslinie naheliegend

Material	Strahlenelektronenmikrophotographie von Dehnbarkeitsprobeexemplar	Strahlenelektronenmikrophotographie in Wärmeinflußzone von Elektronenstrahlschweißung	Material	Strahlenelektronenmikrophotographie von Dehnbarkeitsprobeexemplar	Strahlenelektronenmikrophotographie in Wärmeinflußzone von Elektronenstrahlschweißung	Material	Strahlenelektronenmikrophotographie von Dehnbarkeitsprobeexemplar	Strahlenelektronenmikrophotographie in Wärmeinflußzone von Elektronenstrahlschweißung
HAEN	 Höchste Temperatur: 1309°C	 10µm	HVERN	 10µm	 10µm	Iny800V	 Höchste Temperatur: 1350°C	 10µm
HAEM	 Höchste Temperatur: 1280°C	 10µm	Inl625AE	 10µm	 10µm	Iny807A	 Höchste Temperatur: 1320°C	 10µm
HVEN	 Höchste Temperatur: 1305°C	 10µm	Inl617V	 10µm	 10µm	SUS316	 Höchste Temperatur: 1370°C	 10µm

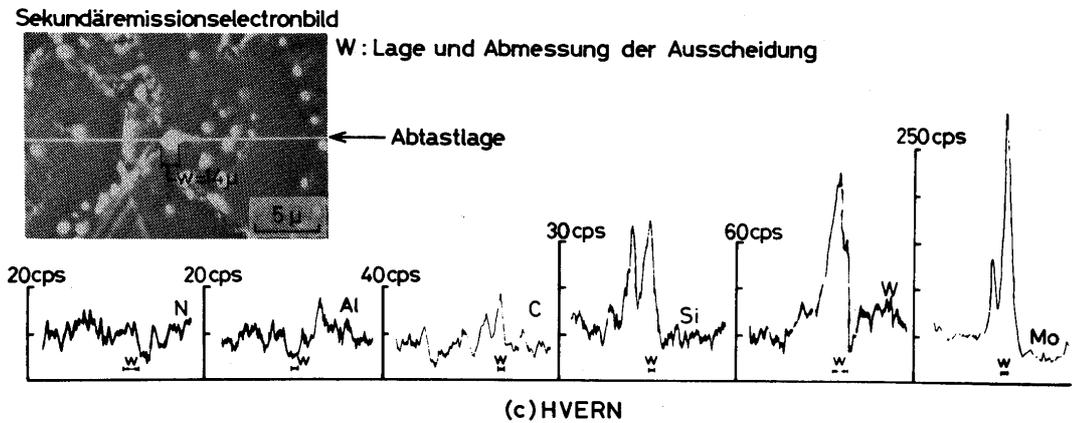
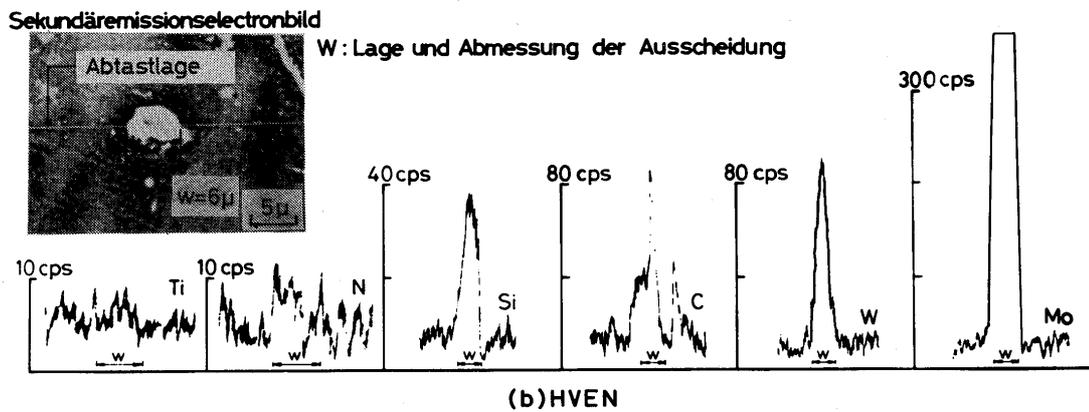
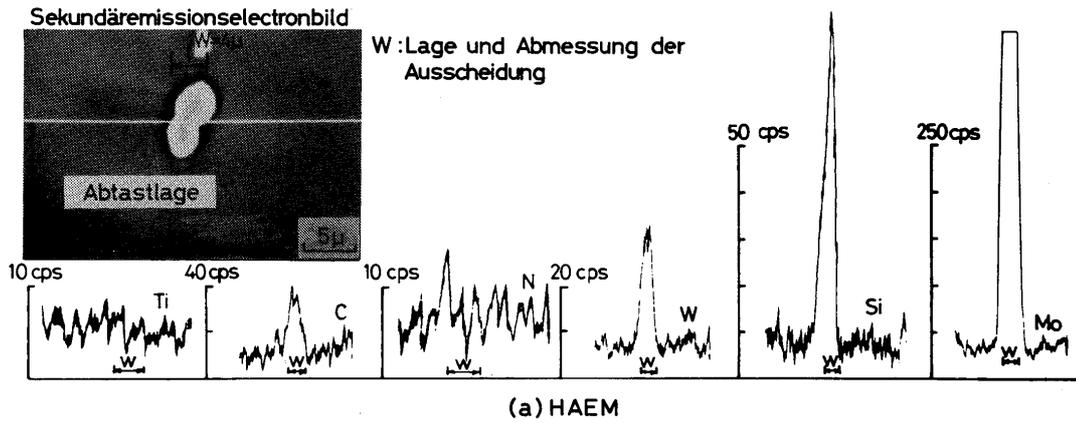
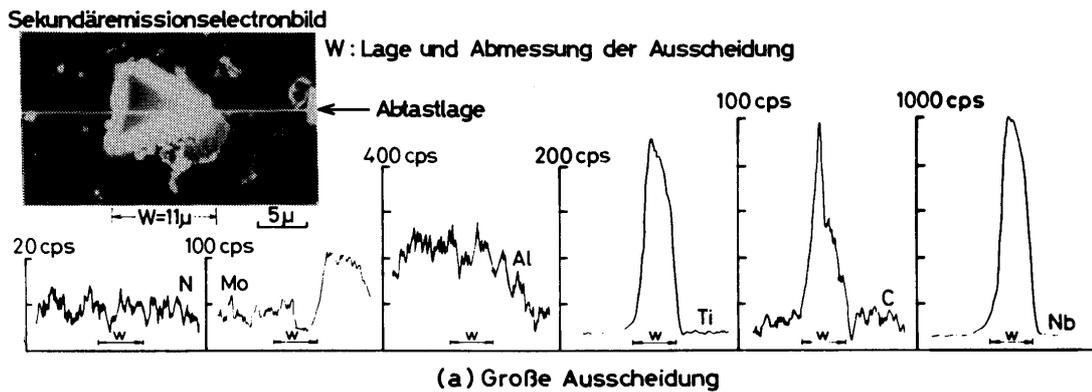


Bild 1 Verteilung der Elemente über die Ausscheidung beobachtet beim Grundmetall von Hastelloy X



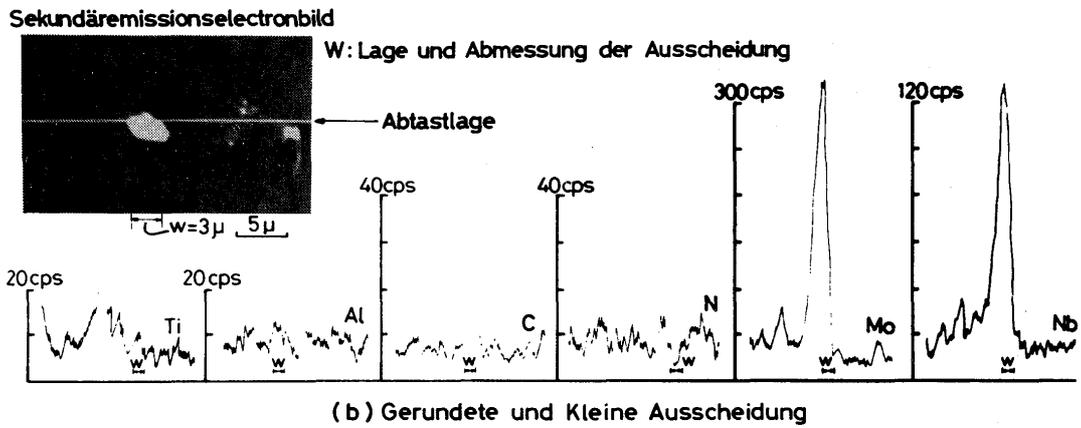


Bild 2 Verteilung der Elemente über die Ausscheidung beobachtet beim Grundmetall von Inconel 625

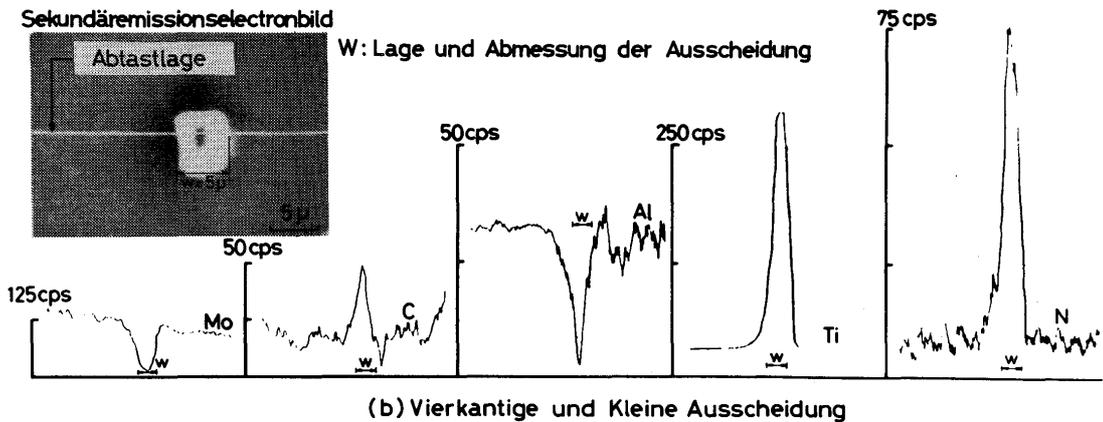
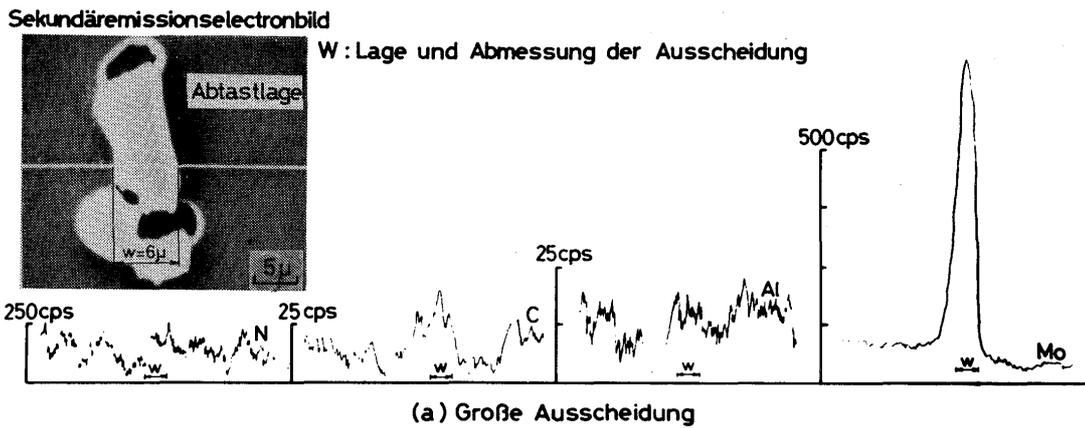


Bild 3 Verteilung der Elemente über die Ausscheidung beobachtet beim Grundmetall von Inconel 617

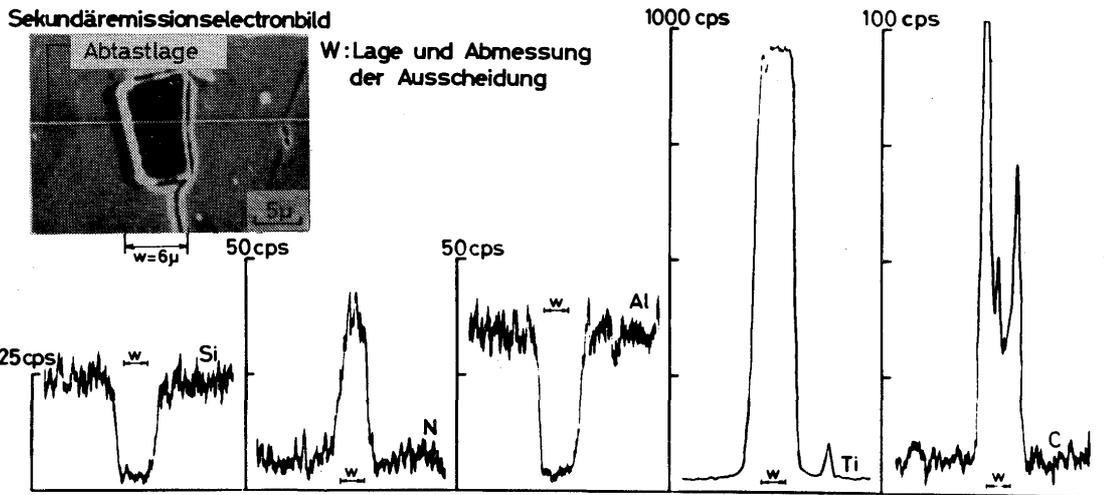
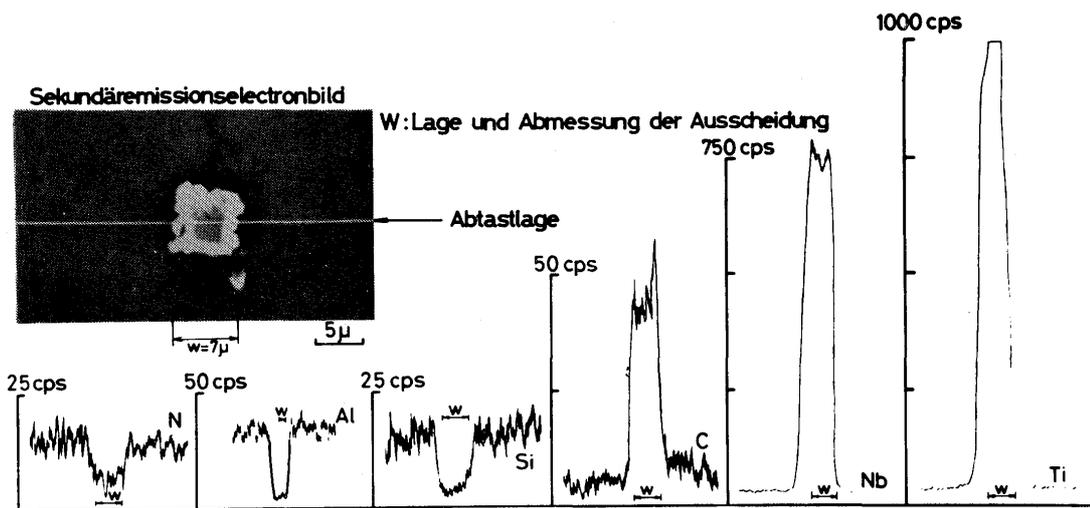
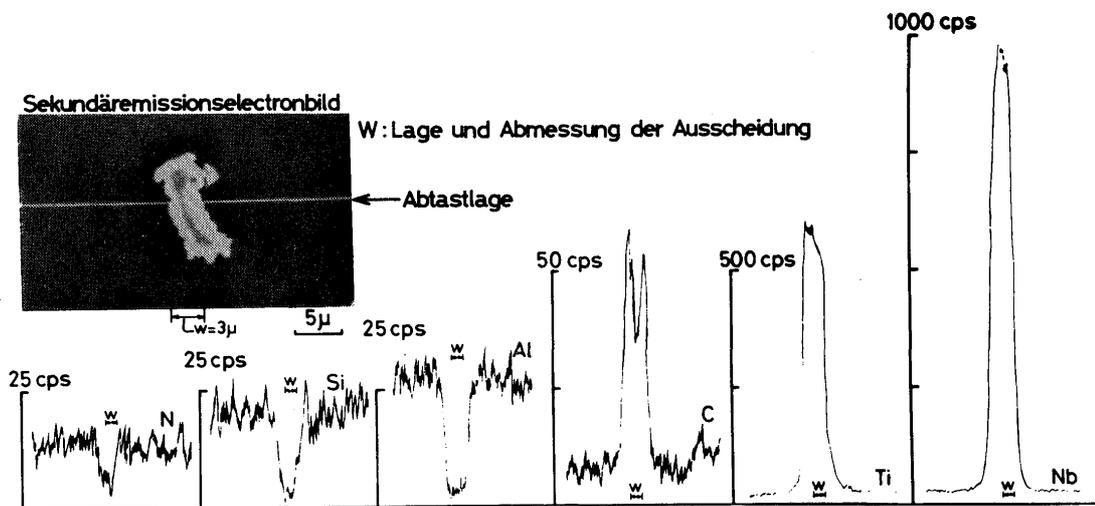


Bild 4 Verteilung der Elemente über die Ausscheidung beobachtet beim Grundmetall von Incoloy 800



(a) Vierkantige Ausscheidung



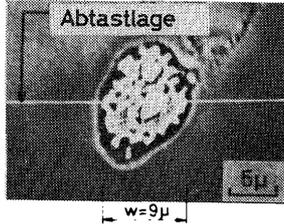
(b) Große Ausscheidung

Bild 5 Verteilung der Elemente über die Ausscheidung beobachtet beim Grundmetall von Incoloy 807

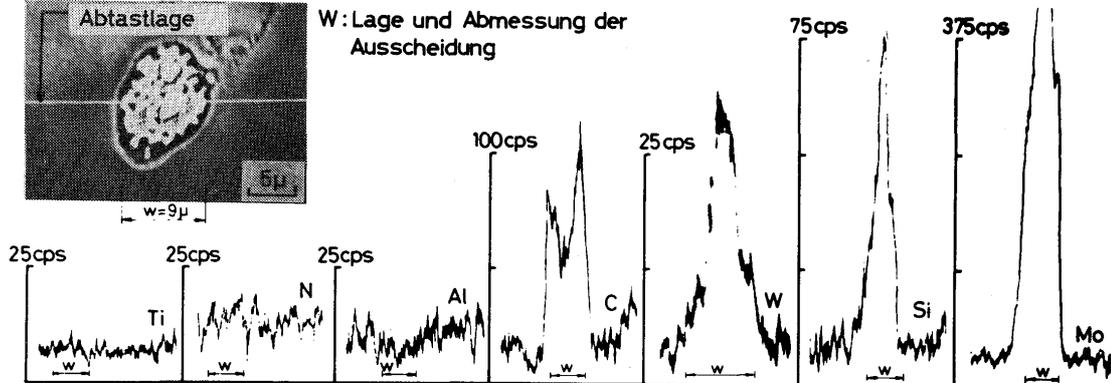
Tabelle 3 Abtastende Ergebnisse anhand der Elektronischen-Fühler Mikroanalyse

Material	Zeichen	Abtastlage	Ausscheidung		Elementare Zusammensetzung der Ausscheidung
			Eigenschaft	Bedingung	
Hastelloy X	HAEN	Grundwerkstoff	————	Nicht Geändert	Mo, W, C, Si
	HAEM	WEZ	————	Vollig Geschmolzt	Mo, W, C, Si, Al
	HVEN	Microriß	————	————	Mo, W, C, Si, Al
Inconel 625	Int 625AE	Grundwerkstoff	Groß	Nicht Geändert	Ti, Nb, C
			Gerundet und Klein		Mo, Nb, C
		WEZ	Groß	Kaum Geändert	Nb, Ti, C, Al
Inconel 617	Int 617 V	Grundwerkstoff	Groß	Nicht Geändert	Mo, C
			Vierkantig und Klein		Ti, C, N
		WEZ	Groß	Vollig Geschmolzt	Mo, Ti, C, Al
		Microriß	————	————	C, Al
Incoloy 800	Iny 800V	Grundwerkstoff	————	Nicht Geändert	Ti, C, N
		WEZ	————		Ti, C, N
		Microriß	————		Ti, C
Incoloy 807	Iny 807A	Grundwerkstoff	Groß	Nicht Geändert	Nb, Ti, C
			Vierkantig		Ti, Nb, C
		WEZ	Groß	Vollig Geschmolzt	Nb, Ti, C
		Microriß	————	————	Nb, Ti, C, Si, S
SUS 316	S 316	Grundwerkstoff	————	Nicht Geändert	Cr, C
		WEZ	————		Cr, C

Sekundäremissionselectronbild

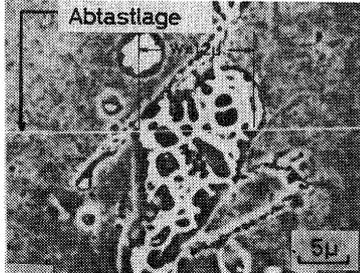


W: Lage und Abmessung der Ausscheidung

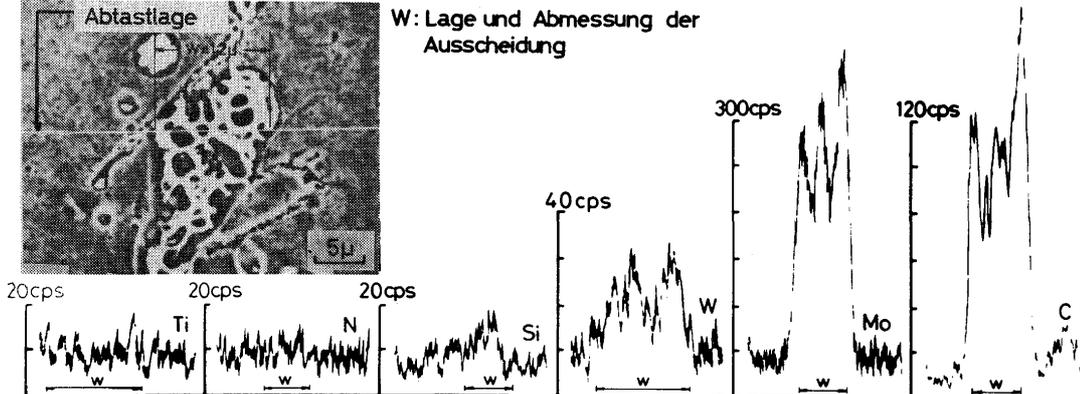


(a) HAEM

Sekundäremissionselectronbild

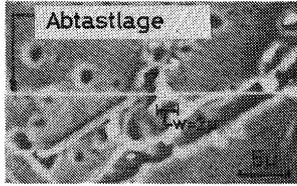


W: Lage und Abmessung der Ausscheidung

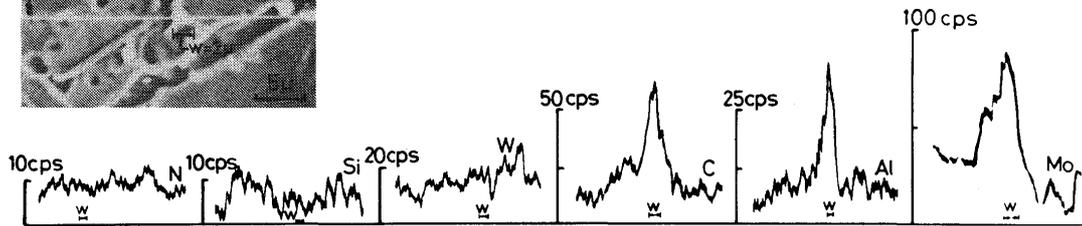


(b) HVEN

Sekundäremissionselectronbild



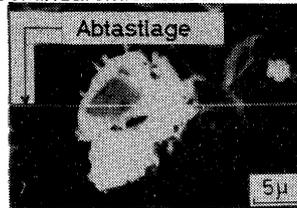
W: Lage und Abmessung der Ausscheidung



(c) HVERN

Bild 6 Verteilung der Elemente über geschmolzene Ausscheidung beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Hastelloy X

Sekundäremissionselectronbild



W: Lage und Abmessung der Ausscheidung

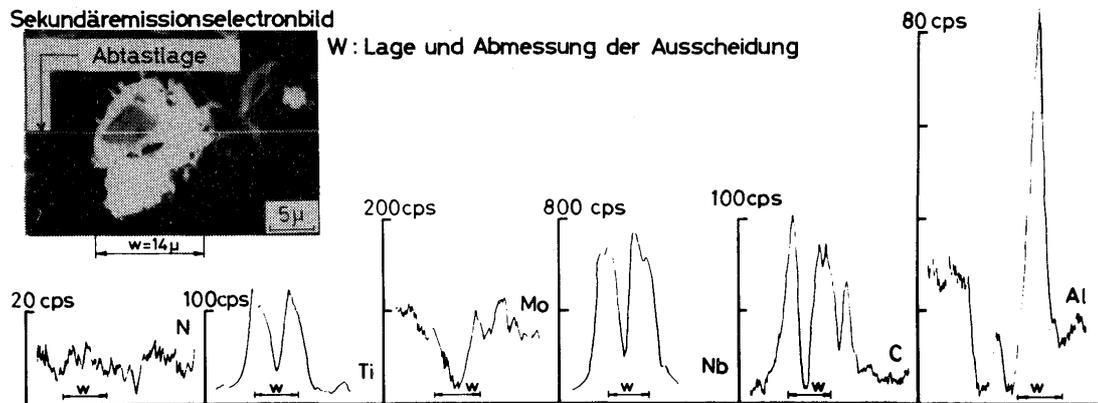
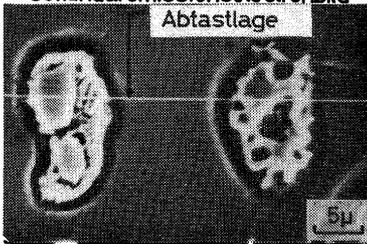


Bild 7 Verteilung der Elemente über geschmolzene Ausscheidung beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Inconel 625

Sekundäremissionselectronbild



W: Lage und Abmessung der Ausscheidung

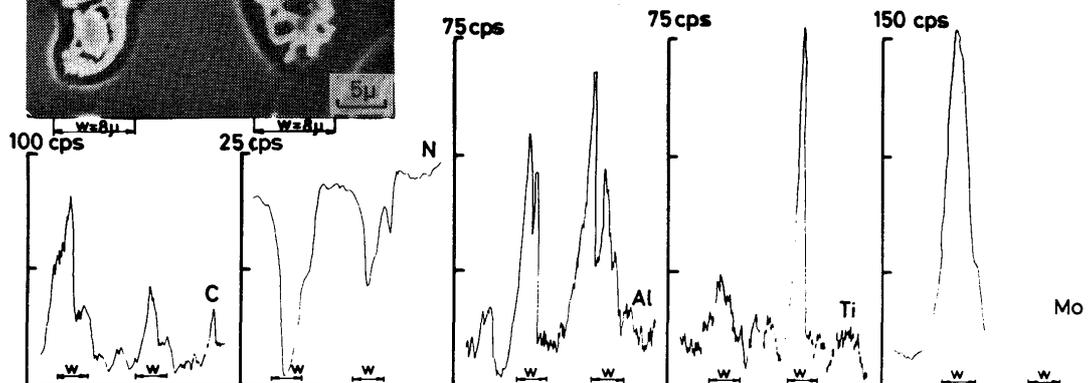


Bild 8 Verteilung der Elemente über geschmolzene Ausscheidung beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Inconel 617

Sekundäremissionselectronbild

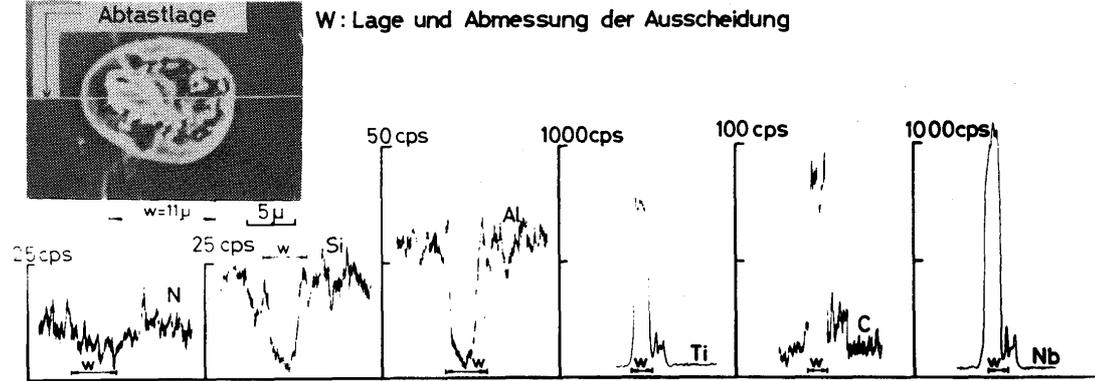
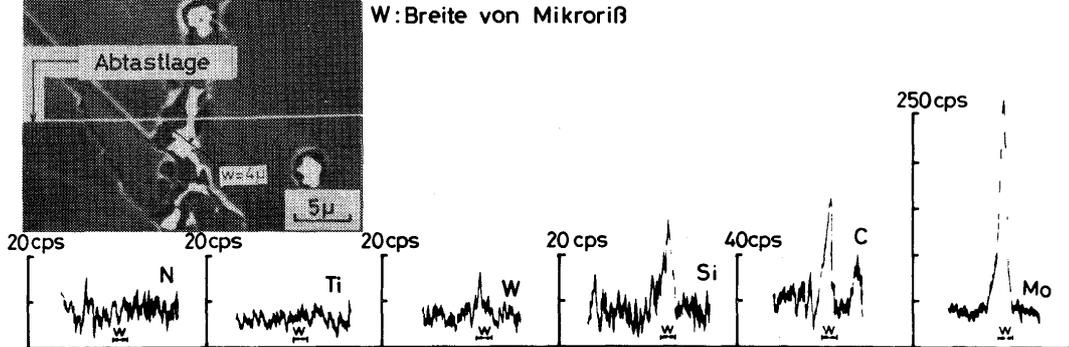


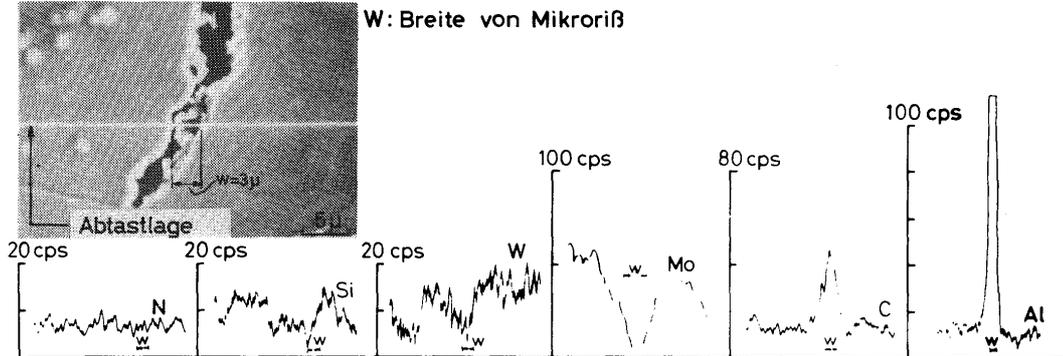
Bild 9 Verteilung der Elemente über geschmolzene Ausscheidung beobachtet in der Wärmeinflußzone bei Incoloy 807

Sekundäremissionselectronbild



(a) HAEM

Sekundäremissionselectronbild



(b) HVERN

Bild 10 Verteilung der Elemente über den Mikroriß beobachtet in der Wärmeinflußzone bei Hastelloy X

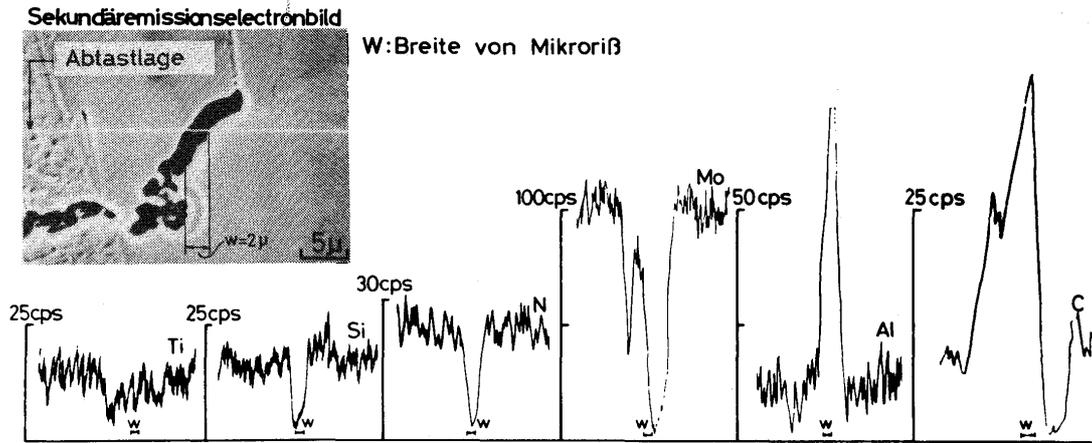


Bild 11 Verteilung der Elemente über den Mikroriß beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Inconel 617

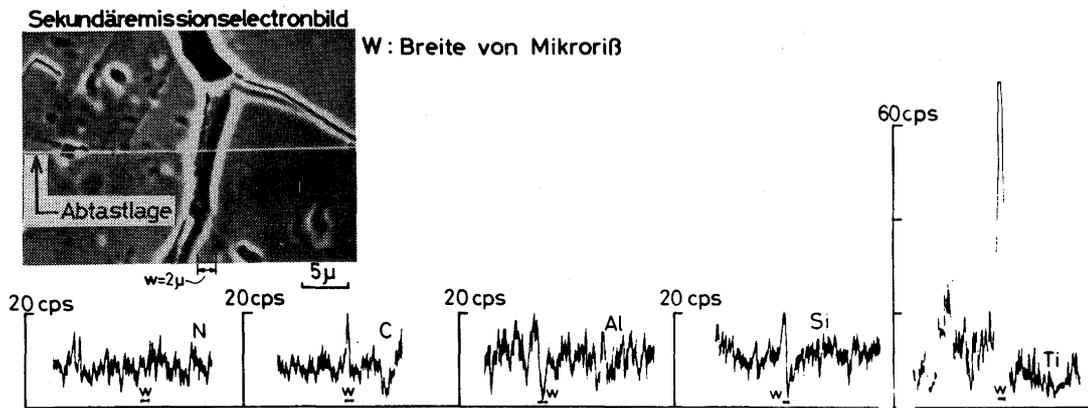


Bild 12 Verteilung der Elemente über den Mikroriß beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Incoloy 800

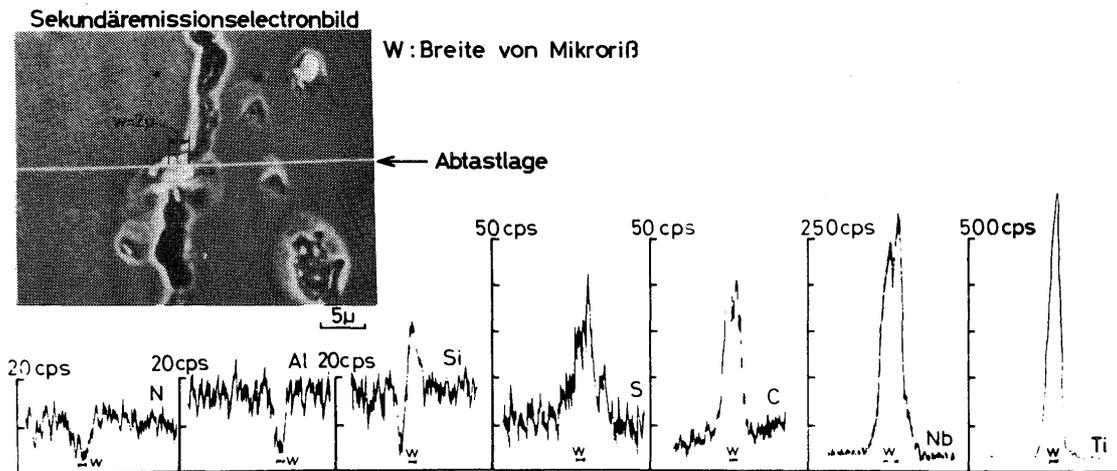


Bild 13 Verteilung der Elemente über den Mikroriß beobachtet in der Wärmeeinflußzone bei Incolloy 807

Steigerung in dem Mikroriß Gebiet anzeigen, sind in der Regel in der geschmolzenen abscheidung, der Wärmeeinflußzone enthalten. Deshalb scheint der Mikroriß welcher angrenzend zur Fusionslinie Auftritt, eng verbunden mit der Abschmelzung der Abscheidung in der Wärmeeinflußzone.

4.2.2 Identifizierung der Abscheidung anhand der Röntgenstrahlen-diffraktion

Bild 14 bis 18 zeigen einige Ergebnisse der Identifi-

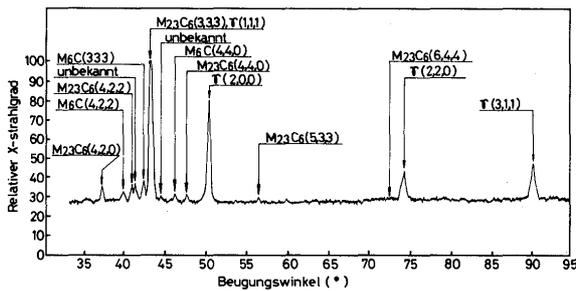


Bild 14 Identifikation der Ausscheidung durch Röntgenstrahlen-diffraktion (HAEM)

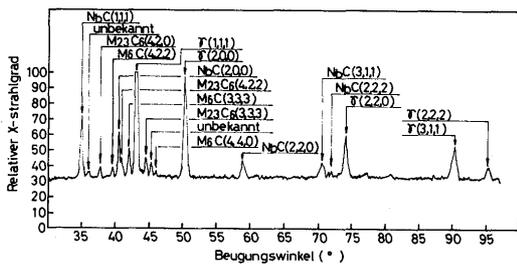


Bild 15 Identifikation der Ausscheidung durch Röntgenstrahlen-diffraktion (Inconel 625)

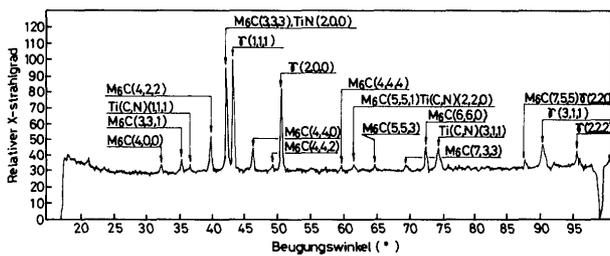


Bild 16 Identifikation der Ausscheidung durch Röntgenstrahlen-diffraktion (Inconel 617)

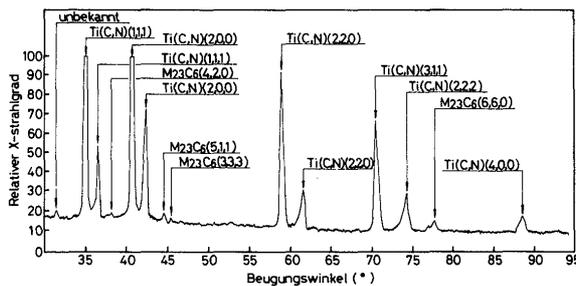


Bild 17 Identifikation der Ausscheidung durch Röntgenstrahlen-diffraktion (Incoloy 800)

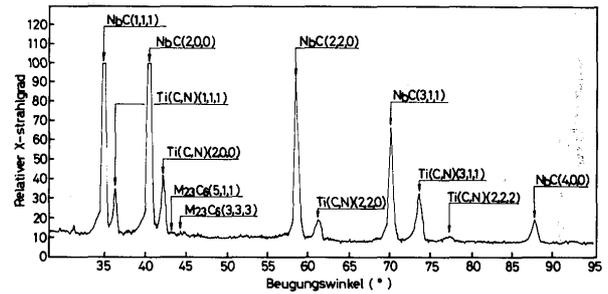


Bild 18 Identifikation der Ausscheidung durch Röntgenstrahlen-diffraktion (Incoloy 807)

kation mit der Röntgenstrahlen-diffraktion von den Überresten, welche durch elektrolytische Extraktion, von dem heißen Dehnbarkeitsprüfungs Exemplaren mit simuliertem Schweiß Thermal Zyklus erzielt wurden. M_6C und $M_{23}C_6$ können im Falle von Hastelloy X (HAEM) identifiziert werden und $M_{23}C_6$ zeigt eine außerordentliche erwähnenswerte Röntgenstrahlen Intensität. Im Falle von Inconel 625 wurden NbC, M_6C und $M_{23}C_6$ identifiziert, wobei NbC die hauptsächlichste Abscheidung ist. Ti(C,N) und $M_{23}C_6$ wurden im Falle von Inconel 800 identifiziert und Ti(C,N) zeigt eine sehr starke Röntgen Intensität. Im Falle von Incoloy 807 wurden NbC, Ti(C,N) und $M_{23}C_6$ identifiziert, wobei NbC die hauptsächlichste Abscheidung ist. Tabelle 4 faßt diese Identifikations-Ergebnisse anhand der Röntgenstrahlen-diffraktion zusammen. Die darin identifizierten hauptsächlichsten Abscheidungen für jede Legierung sind $M_{23}C_6$ für Hastelloy X, M_6C für Inconel 617, NbC und Ti(C,N) für Incoloy 807, NbC für Inconel 625, Ti(C,N) für Incoloy 800 und $M_{23}C_6$ für SUS 316.

Tabelle 4 Ausscheidungs-identifikationsergebnisse durch Röntgen-diffraktion

Material	Zeichen	Ausscheidung Morphologie	Relativer X-strahlgrad	Ritterkonstante (Å)
Hastelloy X	HAEN	$M_{23}C_6$	S	10.60
	HAEM			
	HVEN	M_6C	Sch	10.92-11.00
	HVERN			
Inconel 625	Inl 625AE	NbC	S	4.43
		M_6C	M	11.13-11.15
		$M_{23}C_6$	Sch	10.60
Inconel 617	Inl 617 V	M_6C	S	11.05-11.06
		Ti(C,N)	SSch	4.25
Incoloy 800	Iny 800V	Ti(C,N)	S	4.25-4.32
		$M_{23}C_6$	SSch	10.53
Incoloy 807	Iny 807A	NbC	S	4.45
		Ti(C,N)	M	4.28
		$M_{23}C_6$	SSch	10.60
SUS 316	S 316	$M_{23}C_6$	S	10.60

S: Stark, M: Medium, Sch: Schwach, S.Sch: Sehr Schwach

4.3 Erwägungen über den Mikrorißmechanismus

4.3.1 Abschmelzung der Abscheidung

Tabelle 5 faßt den Wechsel der hauptsächlichsten Abscheidungen in der Wärmeeinflußzone zusammen. Wie in der Tabelle gezeigt wird, kann eine Abschmelzung bei den hauptsächlichsten Abscheidungen von Hastelloy X, Inconel 617 und Incoloy 807 festgestellt werden. Jedoch nicht bei den Abscheidungen von Inconel 625, Incoloy 800 und SUS 316.

Im Falle von Hastelloy X enthält die Abscheidung Mo, W und C im Linien Abtastungsergebnis, mit der EMPA und wird als M_6C identifiziert anhand der Röntgenstrahlen-diffraktion. M_6C schmilzt sehr einfach, weil die Schmelztemperatur niedriger liegt als die Schmelztemperatur der Matrix⁷⁾ Deshalb scheint M_6C , welches sich in der Wärmeeinflußzone abscheidet, angrenzend zur Fusionslinie, geschmolzen zu sein, wie zu sehen in den Photo. 1 bis 4.

M_6C wurde ebenso im Falle von Inconel 617 identifiziert. Diese Abscheidung scheint auch geschmolzen zu sein, wegen des vorhergegangenen Grundes, wie zu sehen in der Photo. 5. Weil die quadratischen und kleineren Abscheidungen keine Veränderungen in dieser Fotografie zeigen werden sie als Ti(C,N) angesehen. Die Schmelztemperatur dieser Abscheidung liegt bei 3140°C⁷⁾, aber es wurde berichtet, daß diese Abscheidung mit Matrix γ reagiert bei der Temperatur 1380°C in der Eutektikum-Reaktion⁸⁾. Es

wird geschätzt, daß diese Abscheidung nie schmolz, weil die Solidus Temperatur von Inconel 617, 1319°C, niedriger liegt als die Eutektikum-reaktion zwischen Ti(C,N) und γ .

NbC und M_6C wurden im Falle von Inconel 625 der Reihe nach identifiziert. Jedoch ist die Menge des letzteren (M_6C) sehr gering. Die Schmelztemperatur der hauptsächlichsten Abscheidung NbC liegt bei 3500°C⁷⁾, jedoch wird auch hier berichtet, daß die Abscheidung reagiert mit Matrix γ , aller Wahrscheinlichkeit nach in der Eutektikum-Reaktion schmilzt^{9),10)}. Die Abscheidung schmolz nie, wie in der Photo. 7 gezeigt wird, weil die Solidus Temperatur von Inconel 625 geringer ist, als die Temperatur der Eutektikum Reaktion zwischen NbC und γ .

Im Falle von Incoloy 800 wurde Ti(C,N) identifiziert. Die Solidus Temperatur von Incoloy 800 liegt bei 1382°C und auf der gleichen Stufe mit der Temperatur der vorhergehend erwähnten Eutektikum-Reaktion zwischen Ti(C,N) und γ . Deshalb wird angenommen, daß die hauptsächlichste Abscheidung NbC nicht schmolz, wie in der Photo. 8 gezeigt wird. $M_{23}C_6$ wurde im Falle von SUS 316 identifiziert.

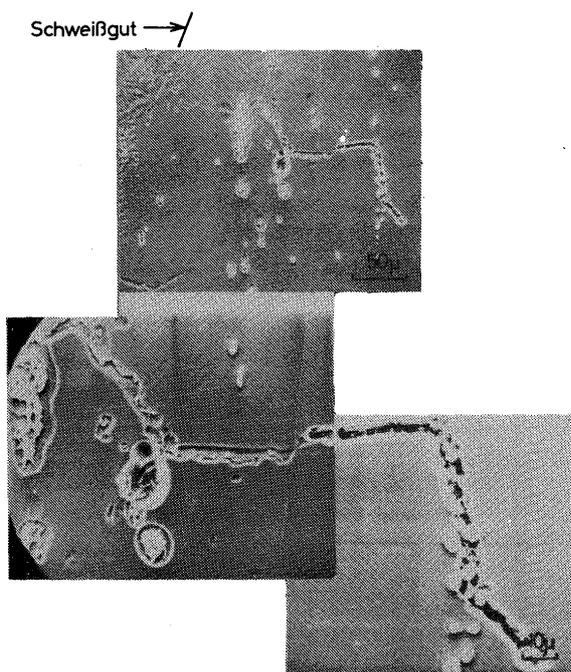
4.3.2 Auswirkung der Abscheidungsabschmelzung am Mikroriß

Die Photo. 10 und 11 zeigen den Nagelkopfriß bei der Elektronenstahlschweißung observiert bei SEM. In diesen Fotografien verteilen sich die

Tabelle 5 Wechsel der hauptsächlichsten Ausscheidungen in der Wärmeeinflußzone

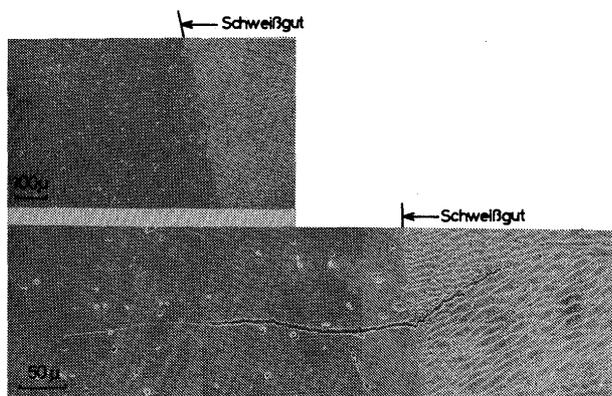
Material	Zeichen	Ausscheidung			Ausscheidungsveränderung	Einfluß der Ausscheidungsabschmelzung auf die Mikroriß
		Type	T_{moder} oder T_E (°C) ΔT (°C)	Quantität		
Hastelloy X	HAEN HAEM HVEN HVERN	M ₂₃ C ₆	$T_M=1550$ ⊕205-⊕234	Groß	Nicht Geändert	Null
		M ₆ C of Mo and W	$T_M < 1400$	Gering	Teilweise und Völlig Geschmolzt	Merklich
Inconel 625	Inl 625AE	NbC	$T_E=1315$ ⊕10	Groß	Nicht Geändert	Null
		M ₆ C of Mo	$T_M < 1400$	Medium	Nur Ein Wenig Geändert	
		M ₂₃ C ₆	$T_M=1550$ ⊕235	Gering	Nicht Geändert	
Inconel 617	Inl 617 V	M ₆ C of Mo	$T_M < 1400$	Groß	Teilweise und Völlig Geschmolzt	Merklich
		Ti(C,N)	$T_E=1380$ ⊕31	Sehr Gering	Nicht Geändert	Null
Incoloy 800	Iny 800V	Ti(C,N)	$T_E=1380$ ⊕2	Groß	Nicht Geändert	Null
		M ₂₃ C ₆	$T_M=1550$ ⊕158	Sehr Gering		
Incoloy 807	Iny 807A	NbC	$T_E=1315$ ⊕41	Groß	Teilweise und Völlig Geschmolzt	Merklich
		Ti(C,N)	$T_E=1380$ ⊕14	Medium	Nicht Geändert	Null
		M ₂₃ C ₆	$T_M=1550$ ⊕174	Sehr Gering		
SUS 316	S 316	M ₂₃ C ₆	$T_M=1550$ ⊕144	Groß	Nicht Geändert	Null

Noten; T_M : Schmelzung Temperatur von Ausscheidung
 T_E : Temperatur, woran Eutektikum-Reaktion zwischen Karbid und Matrix (γ) Reagiert.
 ΔT : $T_M - T_s$ oder $T_M - T_E$
 T_s : Solidus Temperatur von Legierung



Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 10 Nagelkopfriß bei der Elektronenstrahlschweißung observiert mit dem abtastenden Elektronen Mikroskop. (Inconel 617)



Elektrolytisch Geätzt (10% Oxalsäure)

Photo. 11 Nagelkopfriß bei der Elektronenstrahlschweißung observiert mit dem abtastenden Elektronen Mikroskop. (Inconel 807)

geschmolzenen Abscheidungen um den Mikroriß. Zum Beispiel ist die geschmolzene Abscheidung M_6C von der Rahmenähnlichen Struktur bei Inconel 617. M_6C tendiert zur Abscheidung an der Korngrenze und MC ist verstreut unabhängig von der Korngrenze und Matrix. Der Elektronenstrahlschweißprozeß ist sehr unterschiedlich von anderen in seinem Hitze- und Schmelzungsmechanismus. Ferner Kommt hinzu, daß die Raupenweiten sehr begrenzt sind. Daher ist es leicht abzuschätzen, daß die Verteilung von Temperatur und D uck in der Schweißung, angrenzend

zur Fusionslinie, von besonderer Charakteristik ist, was im folgenden Bericht im Detail beschreiben werden wird. Es ist anzunehmen, daß der Mikroriß, bei der geschmolzenen Abscheidung an der Korngrenze der Wärmeeinflußzone, angrenzend zur Fusionslinie, beginnen wird. Wir gelangen zu dieser Annahme, weil bei Inconel 625 und SUS 316 der Mikroriß nie auftrat, und von keiner Abschmelzung der Abscheidung begleitet wurde. Soweit es Incoloy 800 betrifft, trat der Mikroriß in ungefähr allen Gebieten der Schweißung auf, wie im vorhergegangenen Bericht beschrieben wurde und die Heiß-Dehnbarkeit nimmt um die $900^\circ C$ Drastische zu wie auf Bild 19 gezeigt wurde. Aus diesem Grunde Kann dieser Mikroriß zur Dehnbarkeits-Durchbiegungs-Rißbildung (ductility dip cracking)¹¹⁾ gehören. Jedoch wird angenommen, daß die Abscheidung schmolz, nicht nur weil der Mikroriß auftrat um den Nagelkopfhals, sondern weil die Temperatur der Eutektikum-Reaktion zwischen $Ti(C,N)$ und γ ein wenig geringer ist als die Solidus Temperatur dieses Materials. Daher muß der Mikroriß Mechanismus dieses Materials weitergehend untersucht werden.

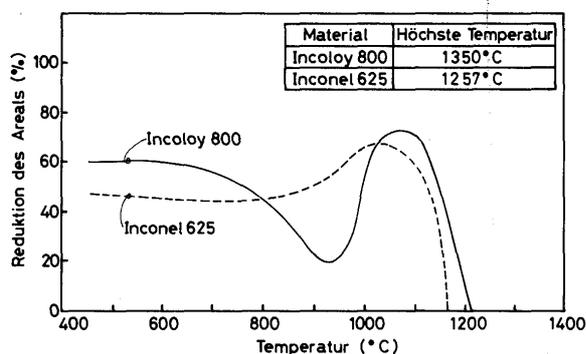


Bild 19 Hitze-dehnbarkeit-Charakteristiks zur Kühlung

5. Schluß

In diesem Bericht wurde der Mikroriß in der Elektronenstrahlschweißung, der hitzebeständigen Legierungen für Kernkraftanlagen, metallurgisch untersucht. Die erhaltenen Schlußfolgerungen könnten wie folgend zusammengefaßt werden.

- 1) Die Abscheidung, angrenzend zur Fusionslinie, von Hastelloy X, Inconel 617 und Incoloy 807 wird von Mikrorißveränderungen begleitet und schmilzt klar erkennbar. Auf der anderen Seite, die Abscheidung von Inconel 625 und SUS 316, wo der Mikroriß nie auftrat, bleibt unverändert. Die Abscheidung bleibt im original Zustand, mit minimaler Veränderung, im Falle von Incoloy

800, welches vom Mikroriß begleitet wird.

- 2) Hauptsächliche Abscheidung für jede Legierung identifiziert sind.

$M_{23}C_6$ für Hastelloy X, M_6C für Inconel 617, NbC und Ti(C,N) für Incoloy 807, NbC für Inconel 625, Ti(C,N) für Incoloy 800 und $M_{23}C_6$ für SUS 316.

- 3) Es ist anzunehmen, daß der Mikroriß eingeleitet wird an der geschmolzenen Abscheidung an der Korngrenze der Wärmeeinflußzone, angrenzend zur Fusionslinie, wo die Verteilung von Temperatur und Druck von ungewöhnlicher Charakteristik ist. Die Verteilung wird im folgenden Bericht im Detail beschrieben werden.

Referenzen

- 1) Yoshiaki Arata, Kiyohide Terai, Hiroyoshi Nagai, Shigeki Shimizu and Toshiichi Aota, "Fundamental Studies on Electron Beam Welding of Heat-resistant Superalloys for Nuclear Plants (Report 1)—Effect of Welding Conditions on Some Characteristics of Weld Bead—" Trans. of JWRI, Vol. 5 (1976), No. 2, P119-P126; IIW Doc. IV-230-77
- 2) W. A. Owczarski, D. S. Duvall and C. P. Sullivan, "A Model for Heat-affected Zone Cracking in Nickel-base Superalloys", Welding Journal, Vol. 45 (1966), No. 3, 145S-155S
- 3) D. S. Duvall and W. A. Owczarski, "Further Heat Affected Zone Studies in Heat-resistant Nickel Alloys", Welding Journal, Vol. 53 (1974), No. 11, 517S-523S
- 4) J. A. Brooks, "Effect of Alloy Modifications on HAZ Cracking of A-286 Stainless Steel", Welding Journal, Vol. 53 (1974), No. 11, 517S-523S
- 5) J. A. Brooks and R. W. Krenzer, "Progress Toward a More Weldable A-286", Welding Journal, Vol. 53 (1974), No. 6, 242S-245S
- 6) Yoshiaki Arata, Kiyohide Terai, Hiroyoshi Nagai, Shigeki Shimizu and Toshiichi Aota, "Fundamental Studies on Electron Beam Welding of Heat-resistant Superalloys for Nuclear Plants (Report 2)—Correlation between Susceptibility to Weld Cracking and Characteristics in Hot Ductility and Trans-Varestraint Test—" Trans. of JWRI, Vol. 6 (1977), No. 1, P69-P80
- 7) Imai and Masumoto, "Precipitation Phase and its Role in Austenitic Heat-resistant Alloy (in Japanese)" Bulletin of Japan Institute of Metals, Vol. 1 (1962), No. 6, P411-P427
- 8) N. T. Williams, "Influence of Welding Cycles on the Ferrite Content of Type 321 Austenitic Stainless Steel—" British Welding Journal, Vol. 12 (1965), No. 9, P435-P441
- 9) Nakamura "Weldability of Stainless Steel (in Japanese)" Journal of The Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 63 (1970), No. 5, P872-P881
- 10) F. E. Asbury, B. Mitchell and L. H. Toft, "Cracking in Welded Joints of Austenitic Steel in C. E. G. B. Power Station", British Welding Journal, Vol. 7 (1960), No. 11, P667~P678
- 11) W. Yeniscavich, "A Correlation of Ni-Cr-Fe Alloy Weld Metal Fissuring with Hot Ductility Behavior", Welding Journal, Vol. 45 (1966), No. 8, 344S-356S