

TECHNISCHE INFORMATION

Neuartige Schweißzusätze für bainitische
und martensitische Stähle

Inhalt

Vorwort	4
1. Einleitung	4
2. Entwicklung von neuen warmfesten Schweißzusatzwerkstoffen für bainitische und martensitische Werkstoffe	5
3. Schweißzusätze zum Schweißen des neuen bainitischen Stahls T/P23	6
4. Schweißzusätze zum Schweißen des neuen bainitischen Stahls T/P24 (7CrMoVTiB10-10; I.7378)	7
5. Artgleiche Schweißzusätze für die martensitischen Werkstoffe E911 und P92 (Nf 616) ..	8
6. Zeitstandsuntersuchungen	12
6.1 Zeitstandsuntersuchungen zu den bainitischen Schweißzusätzen	12
6.2 Zeitstandsuntersuchungen zu den martensitischen Schweißzusätzen	12
7. Artgleicher Schweißzusatz für einen neuen martensitischen Werkstoff mit 12% Chrom – VMI2	13
8. Zusammenfassung und Ausblick	14
9. Literatur	14

Neuartige Schweißzusätze für bainitische und martensitische Stähle

Volker Groß, Hamm
Herbert Heuser, Hamm
Claus Jochum, Hamm

Das Bestreben bei fossil befeuerten Kraftwerken höhere Wirkungsgrade zu realisieren ist verbunden mit höheren Prozessparametern (Druck/Temperatur). Derzeit werden Frischdampftemperaturen bis 620 °C realisiert. Hierzu sind martensitische Stähle (E911 oder P92) mit ausreichenden Zeitstandeigenschaften notwendig. Über die Eigenschaften artgleicher Schweißzusätze wird berichtet. Darüber hinaus werden Ergebnisse noch laufender Entwicklungen zu Schweißgütern für einen martensitischen 12 %-igen Cr-Stahl (VM12) vorgestellt. Im Kesselbereich werden bisherige eingesetzte warmfeste Kesselrohre wie 16Mo3, 13CrMo4-5 oder auch 10CrMo9-10 durch neue bainitische Stähle wie T/P23 und T/P24 ersetzt. Die Eigenschaften artgleicher Schweißzusätze zu diesen Stählen werden ebenfalls vorgestellt.

I. Einleitung

Das Streben nach höheren Wirkungsgraden von fossil befeuerten Kraftwerken führte in den vergangenen Jahren zu einer Reihe neuer Werkstoffentwicklungen, mit denen es möglich wurde, die Dampfparameter deutlich zu erhöhen und Dampftemperaturen von bis zu 625 °C im Dauerbetrieb wirksam umzusetzen. Ein besonderes Augenmerk wurde dabei auf die Weiterentwicklung der modifizierten 9%-igen Cr-Stähle gerichtet. Grundlage dieser Entwicklung bildete der Stahl T/P91 (X10CrMoVNb9-1), aus denen die neuen Stähle T/P92 (dies ist eine japanische Entwicklung; Nf616) und E911 (X11CrMoWVNb9-1-1) hervorgingen [1-4].

Mit der Realisierung erhöhter Dampfparameter werden aber auch die Belastungen an die Membranrohrwände steigen und die erhöhten Anforderungen können mit den bislang eingesetzten Rohrstählen 13CrMo4-4 bzw. T11/T12 nicht mehr erfüllt werden.

Auch hier werden, wie im dickwandigen Bereich, künftig Werkstoffe mit höheren Zeitstandfestigkeiten benötigt. Darüber hinaus muss für die Membranrohrwandfertigung die schweißtechnische Verarbeitung ohne Wärmenachbehandlung gesichert sein. Dieses Anforderungsprofil führte in Japan zu der Entwicklung des Stahles T/P23 (HCM2S) und bei Vallourec & Mannesmann zur Entwicklung des Stahles T/P24 (7CrMoVTiB10-10) [5].

Dieser Beitrag beschreibt die Entwicklung der artgleichen Schweißzusatzwerkstoffe zu den bainitischen Werkstoffen T/P23 und T/P24 und martensitischen Grundwerkstoffen E911 und P92. Darüber hinaus werden aktuelle Ergebnisse zu einem neuen martensitischen Stahl VM12 vorgestellt.

2. Entwicklung von neuen warmfesten Schweißzusatzwerkstoffen für bainitische und martensitische Werkstoffe

Bei der Einführung neuer Stähle stellt sich die Frage nach den entsprechend geeigneten Schweißzusatzwerkstoffen. Daher ist es von großer Bedeutung, dass zeitgleich zur Entwicklung neuer Grundwerkstoffe auch die Entwicklung entsprechender Schweißzusatzwerkstoffe mit ausreichenden Zeitstandeigenschaften erfolgt. Dabei geht man in der Regel davon aus, dass die Analysen der Schweißzusatzwerkstoffe eng an die der Grundwerkstoffe angelehnt sind. Im nachfolgenden werden die Schweißzusätze für die bainitischen Werkstoffe T/P23, T/P24 und für die martensitischen Werkstoffe E911 und P92 für die praxisüblichen Verfahren WIG, LBH und UP vorgestellt. Im Verlauf der (Stahl-) Entwicklung konnte festgestellt werden, dass die beiden bainitischen Stähle nicht nur, wie

ursprünglich vorgesehen, ihr Einsatzpotential als Kesselrohr haben, sondern auch im dickwandigen Hochdruckrohrleitungsbereich bei Temperaturen von 500 bis 550 °C eine gute Alternative zu den martensitischen 9% Cr-Stählen darstellen. Die in diesem Beitrag behandelten Werkstoffe werden in Tabelle 1 mit ihren chemischen Zusammensetzungen und ihren Gütewerten vorgestellt. Zum Vergleich sind auch die bekannten Werkstoffe X20CrMoVW12-1 (X20) und P91 aufgelistet.

Tabelle 1:
Chemische Zusammensetzung und mechanische Gütewerte der neuen bainitischen und martensitischen Werkstoffe sowie erprobter warmfester Werkstoffe X20 und P91

Bezeichnung	Elemente in Gewichts-%										Einsatztemperatur °C ¹⁾
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	Sonstige	
BAINITISCHE STÄHLE											
HCM2S (T23)	0,04-0,10	≤ 0,50	0,30-0,60	1,90-2,60	–	≤ 0,30	0,20-0,30	1,45-1,75	0,02-0,08	N ≤ 0,010	≤ 550
7 CrMoVTiB 10-10 (T24) I.7378	0,05-0,095	0,15-0,45	0,30-0,70	2,20-2,60	–	0,90-1,10	0,20-0,30	–	–	N ≤ 0,010 B 0,0015-0,0070	≤ 550
MARTENSITISCHE STÄHLE (9 - 12 % Cr-Stähle)											
X20CrMoV12-1 I.4922	0,17-0,23	< 0,50	< 1,0	10,0-12,5	0,30-0,80	0,80-1,20	0,25-0,35	–	–	–	≤ 585
X10CrMoVNb9-1 (P91) I.4903	0,08-0,12	0,20-0,50	0,30-0,60	8,0-9,5	< 0,40	0,85-1,05	0,18-0,25	–	0,06-0,10	N 0,03-0,07	≤ 585
X11CrMoWVNb9-1-1 (E911) I.4905	0,09-0,13	0,10-0,50	0,30-0,60	8,50-9,50	0,10-0,40	0,90-1,10	0,18-0,25	0,90-1,10	0,06-0,10	N 0,05-0,09	≤ 630
P92 (Nf616)	0,07-0,13	< 0,5	0,30-0,60	8,5-9,5	< 0,40	0,30-0,60	0,15-0,25	1,5-2,0	0,04-0,09	N 0,03-0,07 B 0,001-0,006	≤ 630
VM12 (Ist-Werte Versuchsschmelze)	0,11	0,45	0,2	11,5	0,23	0,28	0,24	1,40	0,06	Co 1,3 N 0,056 B 0,003	≤ 650

¹⁾ konstruktiv sinnfällige Einsatztemperaturgrenze in Kraftwerksbereichen

Mechanische Gütewerte bei RT

	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A %	A _v (ISO-V) J
HCM2S (T23)	≥ 400	≥ 510	≥ 20	–
7 CrMoVTiB 10-10 (T24)	≥ 450	585-840	≥ 17	≥ 41
X20 (I.4922)	≥ 500	700-850	≥ 16	≥ 39
P91 (I.4903)	≥ 450	620-850	≥ 17	≥ 41
E911 (I.4905)	≥ 450	620-850	≥ 17	≥ 41
P92	≥ 450	≥ 620	≥ 20	≥ 27
VM12	≥ 450	≥ 620	≥ 20	≥ 27

3. Schweißzusätze zum Schweißen des neuen bainitischen Stahls T/P23

Zunächst wurde für das Verbindungsschweißen von dünnwandigen Rohren für die Fertigung von Membranrohrwänden ein artgleicher Schweißzusatzwerkstoff zum WIG-Schweißen entwickelt. In diesem Fall ist nach dem Schweißen keine WBH erforderlich, da es aufgrund des niedrigen C-Gehalts im Grundwerkstoff und im Schweißgut weder in der Verbindung noch in der WEZ zu einer Aufhärtung mit Werten oberhalb von 350 HV10 kommt. Da sich dieser Werkstoff aber auch gut als dickwandige Komponente verarbeiten lässt, sind neben dem WIG-Verfahren auch Stabelektroden und UP-Schweißzusätze notwendig. Im reinen WIG-Schweißgut liegt die Zähigkeit mit oder ohne WBH je nach Draht-Ø und Schweißparameter auf einem hohen Niveau. Zum Teil wurden Werte oberhalb von ca. 200 J ermittelt. Die Härte liegt ohne WBH bei ca. 270 HV10, nach einer WBH bei 250 HV10. Für die schlackeführenden Schweißverfahren ist nach dem Schweißen jedoch eine WBH bei 740 °C durchzuführen (Bild 1), da ohne eine solche die Zähigkeit auf einem niedrigen Niveau von nur ca. 20 J liegt.

Die WBH ist sorgfältig auf die konstruktiven Gegebenheiten abzustimmen. Dünne Bauteile ohne große Wanddickenübergänge sind nach dem Schweißen auf unter 250 °C abzukühlen, um mögliche Martensitbildung abzuschließen. Dickwandige Bauteile, insbesondere bei Wanddickenübergängen, sind unmittelbar aus der Schweißwärme einer Zwischenentspannung bei 500 - 550 °C zu unterziehen, bevor im Anschluss das Bauteil auf Anlasstemperatur erwärmt wird.

Diese Maßnahme soll dazu beitragen, ein „Stress relief cracking“ zu vermeiden.

Tabelle 2 fasst die chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes und die mechanischen Eigenschaften im reinen Schweißgut für die verschiedenen Verfahren zusammen.

In Tabelle 3 sind die Güterwerte einer dickwandigen Verbindungsschweißung an einem Rohr (Ø 219,1 x 30 mm) zusammengefasst. Die Wurzel wurde einlagig WIG geschweißt. Mit der Stabelektrode (Ø 2,5 und 3,2 mm) wurden die erste und zweite Fülllage geschweißt, die restlichen Lagen wurden mittels UP geschweißt. Die für diese Wandstärke zwingend erforderliche WBH erfolgte bei 740 °C/1 h. Selbst diese kurze Wärmebehandlung ergab ein Zähigkeitsniveau zwischen 125 und 150 J. Der Bruch der Quersugprobe erfolgte im Grundwerkstoff. Die Härte im Schweißgut lag bei max. 250 HV10. Die Biegeprobe zeigt bei 180° Biegewinkel keine Defekte.

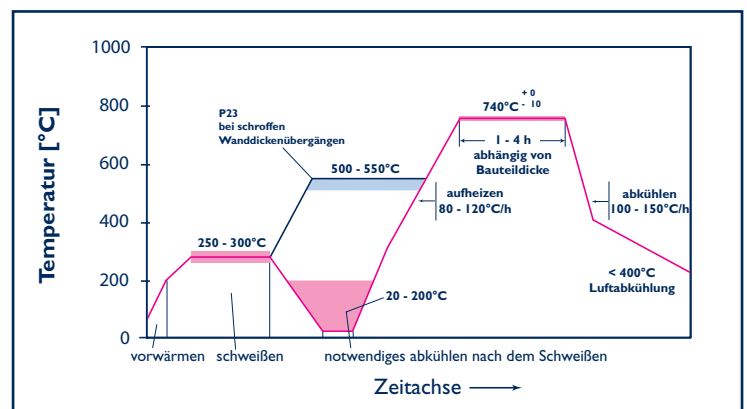


Bild 1: Schematische Darstellung des Temperaturzyklus beim Schweißen von T/P23 bzw. T/P24

Chemische Zusammensetzung verschiedener Schweißgüter in %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	N	B
WIG	0,08	0,27	0,54	2,14	0,04	0,08	0,21	1,58	0,031	0,011	0,002
LBH	0,06	0,22	0,46	2,28	0,12	0,02	0,28	1,72	0,043	0,017	0,002
UP	0,05	0,27	0,94	2,04	0,09	0,11	0,19	1,61	0,043	0,007	<0,001
Mechanische Güterwerte des reinen Schweißgutes											
Schweißverfahren	Ø (mm)	Prüftemperatur (°C)	WBH (°C/h)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	A _v ISO-V (J)			Härte (HV10)	
WIG Union I P23	2,4	+20	—	639	818	21,4	228	230	268	270	
		+20	740/2	520	620	20,2	261	286	299	250	
		+550	740/2	426	449	17,4	—	—	—	—	
LBH Thermanit P23	4,0	+20	740/2	509	625	19	128	136	140	227	
		+20	740/15	421	553	25	156	156	160	192	
		+550	740/15	302	350	26,4	—	—	—	—	
UP Union S P23 UV 430 TTR-W	4,0	+20	740/2	615	702	18,1	187	204	208	237	

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung und Güterwerte des reinen Schweißgutes artgleicher Schweißzusatzwerkstoffe zu T/P23 für verschiedene Schweißverfahren

Rohrabmessung: Ø 219 mm x 30 mm											
Schweißzusatz: Wurzel WIG: Union I P23											
2 Fülllagen LBH: Thermanit P23											
10 Fülllagen UP; Draht Ø 3,2 mm: Union S P23 / UV 430 TTR-W											
Vorwärmtemperatur: 250 °C; Zwischenlagentemperatur: max. 300 °C.											
UP: I _s = 450 A (=/+); U _s = 28 V; v _s = 52 cm/min.; E = 14,5 kJ/cm											
WBH °C/h	Prüftemperatur °C	R _m (MPa)	Bruchlage	Biegewinkel	A _v (ISO-V) J						Härte HV
					SG			WEZ			
740/1	+20	580	GW	180°	124	150	153	92	156	223	< 250
740/1	+600	333	GW	—	—	—	—	—	—	—	—

Tabelle 3: Ergebnisse einer P23-Rohrrundnahtschweißung mit artgleichen Schweißzusätzen

4. Schweißzusätze zum Schweißen des bainitischen Stahls T/P24 (7CrMoVTiB10-10; I.7378)

Für den Stahl T/P24 wurden Schweißzusätze für die Verfahren WIG, LBH und UP entwickelt. Die chemischen Analysen für die verschiedenen Produktformen sind in *Tabelle 4* zusammengefasst. Bedingt durch die hohe Sauerstoffaffinität der Elemente Ti und B ergibt sich beim Schweißen ein mehr oder weniger deutlicher Ti- und B-Abbrand im Vergleich zu den Ausgangswerten des Vormaterials. Dies gilt sowohl für das WIG-Schweißen, bei dem der Lichtbogen durch inertes Gas eigentlich optimal abgeschirmt sein sollte, wie auch in wesentlich deutlicherer Weise für das Schweißen mit der Elektrode bzw. das UP-Schweißen.

Darüber hinaus sind in *Tabelle 4* die mechanisch-technologischen Werte für das reine Schweißgut aufgelistet. Genau wie beim WIG-Schweißen von dünnwandigen Rohren von T23 ist auch bei den T24-Rohren eine WBH nach dem Schweißen nicht erforderlich. Die Härte beträgt 322 HV10 für das nicht angelassene WIG-Schweißgut. Eine WBH bei 740 °C / 2 h reduziert die Härte um 100 Einheiten auf 230 HV10.

Im Rahmen einer Qualifizierung wurde eine dickwandige P24-Verbindung (Rohr-Ø 159 x 20 mm) geschweißt. Die Wurzel wurde einlagig WIG ausgeführt. Darauf folgten 2 Lagen mit der Stabelektrode, die restliche Naht wurde mittels UP gefüllt. *Tabelle 5* fasst die Ergebnisse dieser Verbindungsschweißung zusammen. Die Querzugprobe ist im Grundwerkstoff gebrochen. Die Schweißgutzähigkeit liegt mit Werten

Chemische Zusammensetzung des Drahtes und verschiedener Schweißgüter in %										
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	N	B
Draht	0,061	0,24	0,53	2,39	1,01	0,24	0,073	0,008	0,016	0,0037
WIG	0,061	0,23	0,49	2,29	1,00	0,24	0,034	0,007	0,014	0,0020
LBH	0,064	0,47	0,56	2,38	0,97	0,24	0,043	0,008	0,022	0,0030
LBH; Nb-Variante	0,091	0,25	0,55	2,51	1,03	0,22	—	0,046	0,013	0,0011
UP	0,050	0,20	0,72	2,26	0,98	0,22	0,015	0,007	0,009	0,0010

Mechanische Gütewerte des reinen Schweißgutes										
Schweißverfahren	Ø (mm)	Prüftemperatur (°C)	WBH (°C/h)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	A _v ISO-V (J)			Härte (HV10)
WIG Union I P24	2,4	+20	—	664	803	19,1	298	298	298	322
		+600	—	457	561	18,6	—	—	—	—
		+20	740/2	595	699	20,3	264	280	292	230
LBH Thermanit P24	4,0	+20	740/2	507	626	21,9	155	163	166	233
		+600	740/2	306	366	25,6	—	—	—	192
		+20	740/2	577	689	18,1	154	152	148	221
UP Union S P24 UV 430 TTR-W	4,0	+20	740/2	495	600	23,8	260	267	282	206

Tabelle 4: Chemische Analyse vom artgleichen Schweißgut T24 sowie mechanische Eigenschaften des reinen WIG-, EL- und UP-Schweißgutes

um 260 J auf einem mit dem reinem Schweißgut vergleichbaren hohem Niveau. Die Biegeprobe ergab bei einem Biegewinkel von 180° keine Defekte und die Härte lag unter 250 HV10.

Aus den in *Tabelle 3* und *5* beschriebenen Verbindungen wurden Quersugproben entnommen, um die Langzeiteigenschaften dieser Verbindungen bei 550 °C zu ermitteln (s. Kap. 6).

Wie bereits zuvor erwähnt, zeigte sich bei allen Schweißverfahren ein hoher und nicht abschätzbarer Ti-Abbrand. Allenfalls unter Laborbedingungen scheint es möglich zu sein, einen ausreichend hohen Ti-Gehalt zumindest in das Schweißgut einer Stabelektrode zu überführen. Unter Praxisbedingungen kann dies dagegen nicht mehr garantiert werden. Versuche mit der Stabelektrode machten deutlich, dass in Abhängigkeit der Schweißparameter und der Schweißposition sehr unterschiedliche, nicht reproduzierbare Ti-Gehalte im Schweißgut gefunden wurden.

Dieser Umstand führte schließlich dazu, für den Ti-legierten Werkstoff T/P24 (7CrMoVTiB) einen Nb-haltigen Schweißzusatz für die Verfahren LBH und UP zu entwickeln. Die Vorarbeiten hierzu sind abgeschlossen und die ersten Ergebnisse sind in *Tabelle 6* zusammengefasst. Zeitstanduntersuchungen für das

reine Schweißgut dieser Legierung laufen derzeit. Nb ist wie Ti ein Karbidbildner und trägt wie bei den martensitischen Stählen P91, P92 zur Zeitstandfestigkeit bei.

5. Artgleiche Schweißzusätze für die martensitischen Werkstoffe E911 und P92 (Nf 616)

Das Anheben der Dampfparameter zur Steigerung des Wirkungsgrades bedeutet höhere Ansprüche an die Werkstoffe hinsichtlich der einsatzspezifischen Eigenschaften. Daher ist es naheliegend, dass die Hersteller von Schweißzusatzwerkstoffen bereits bei Einsatz der neuer Stähle einen Nachweis ausreichender Zeitstandeigenschaften für ihre Werkstoffe nachweisen können. Darüber hinaus wird ein ausreichend hohes Zähigkeitsniveau bei Raumtemperatur gefordert, um die kostenintensive Erwärmung des Wassers während der Druckprobe einzusparen.

Das Zähigkeitsniveau der martensitischen Schweißzusätze liegt generell auf einem deutlich niedrigerem Niveau als das der ferritischen bzw. bainitischen Zusätze. Die Mindestanforderungen für Schweißgüter

Rohrdurchmesser:		159 x 20 mm									
Schweißzusätze:											
Wurzel, WIG:		Union I P24									
2 Fülllagen, LBH:		Thermanit P24									
7 Füll- und Decklage, UP:		Draht-Ø 3,0 mm: Union S P24 / UV 430 TTR-W									
Vorwärmtemperatur:		240 °C									
Zwischenlagentemperatur:		≤ 314 °C									
UP:		Stromstärke: 420 A (=/+), Spannung: 27 V,									
Schweißgeschwindigkeit:		50 cm/min., Streckenenergie: 12,96 kJ/cm									
WBH °C/h	Prüftemperatur °C	R _m (MPa)	Bruchlage	Biegewinkel	A _v (ISO-V) J						Härte HV 10
					SG			WEZ			
740/2	+20	557	GW	180°	237	247	293	239	281	300	< 250
740/2	+600	348	GW	—	—	—	—	—	—	—	—

Tabelle 5: Mechanisch-technologische Werte einer Verbindung von P24 mit artgleichem Schweißzusatz.

Chemische Zusammensetzung des reinen Schweißgutes in %											
	Ø	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	N	B
LBH	4,0	0,090	0,27	0,54	2,53	1,03	0,22	—	0,046	0,013	0,003
Mechanische Gütewerte des reinen Schweißgutes											
Schweißverfahren	Ø (mm)	Prüftemperatur (°C)	WBH (°C/h)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	A _v (ISO-V) J			Härte (HV10)	
LBH Thermanit P 24	4,0	+20	740/2	577	689	18,1	154	152	148	221	

Tabelle 6: Mechanisch technologische Werte eines Ti-freien Schweißzusatzes zum LBH-Schweißen des T/P24 (Thermanit P24).

orientieren sich hier an denen der Grundwerkstoffe und betragen min. 41J bei Raumtemperatur. Die Ursachen dafür liegen in den Legierungsgehalten an C, Nb, V, N, und auch W im martensitischen Gefüge begründet. Diese Elemente sind notwendig zur Sicherstellung der geforderten Zeitstandfestigkeiten, sie reduzieren aber gleichzeitig mit zunehmenden Gehalten die Schweißgutzähigkeit. Zum Teil wird der negative Zähigkeitseinfluss dieser Elemente durch einen gegenüber dem Grundwerkstoff erhöhten Ni-Gehalt im Schweißgut kompensiert. Während der Ni-Gehalt für die Grundwerk-

stoffe E911 und P92 auf maximal 0,4 % begrenzt ist, wurde die obere Grenze für Ni im Schweißgut mit $\leq 1\%$ festgelegt. Der Nb-Gehalt im Schweißgut wurde auf min. 0,04 % reduziert. Gleichzeitig muss der Mn-Gehalt im Schweißgut angepasst werden, um die Forderung: $Mn + Ni \leq 1,5\%$ einzuhalten. Sowohl Mn als auch Ni beeinflussen den unteren Umwandelungspunkt Ac_{1b} [6]. Die Analysen der Schweißgüter wurden so eingestellt, dass der δ -Ferritgehalt bei $< 1\%$ liegt.

Das Schweißen der neuartigen martensitischen Stähle E911 und P92 erfolgt im martensitischen Temperaturbereich, d. h. zwischen $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Aufgrund des martensitischen Gefüges ist die Temperaturführung beim Schweißen und bei der Wärmenachbehandlung mit sehr großer Sorgfalt durchzuführen.

Bis zu Wanddicken von etwa 80 mm erfolgt bei einer Luftabkühlung eine rein martensitische Umwandlung, die sowohl bei P91 als auch bei E911 und P92 bei Temperaturen um $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ beginnt. Die Abkühlgeschwindigkeiten sollten so ausgelegt sein, dass eine vollständige martensitische Umwandlung erreicht wird.

Nach der Wärmebehandlung (WBH) bei $760\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ liegt die Martensithärte im Schweißgut bei etwa 250 HV10. Nach dem Schweißen (vor der WBH) liegt die Härte im Schweißgut mit ca. 400 HV10 etwa 150 HV10 unterhalb der Härte des Schweißgutes zum X20. Damit verringert sich gegenüber dem X20 deutlich die Gefahr einer interkristallinen Spannungsrisskorrosion nach dem Warmbiegen oder nach dem Schweißen von E911 und P92. Gleichzeitig ist auch die Gefahr der Kaltrissbildung vermindert, so dass ein Abkühlen nach dem Schweißen bei wenig spannungsbehafteten Bauteilen bis auf Raumtemperatur möglich ist [7, 8].

Wie zuvor erwähnt, legen die Kraftwerksbetreiber und die Überwachungsorganisationen großen Wert auf möglichst hohe Zähigkeitseigenschaften der eingesetzten Schweißgüter. Der mögliche metallurgische Spielraum ist bei den martensitischen Gütern jedoch nicht sehr groß, um die Kerbschlagarbeit bei Elektroden- und UP-Schweißgütern auf ein wesentlich höheres Niveau als 41J einzustellen. In beschränktem Maße kann die Zähigkeit dieser Schweißgüter durch die Wahl der Schweißparameter und durch die Wärmebehandlungsbedingungen beeinflusst werden. Hier ist wichtig, dass die Schweißverbindung vor der Wärmebehandlung unter die Martensitendtemperatur (Mf) abkühlt, um ein vollständiges Anlassen des Martensits durch die WBH zu ermöglichen. Die Mf-Temperatur liegt für die artgleichen Schweißgüter zu E911 und P92 bei ca. $120\text{ }^{\circ}\text{C} - 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, so dass eine Abkühlung auf mind. $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ gefordert wird. Eine

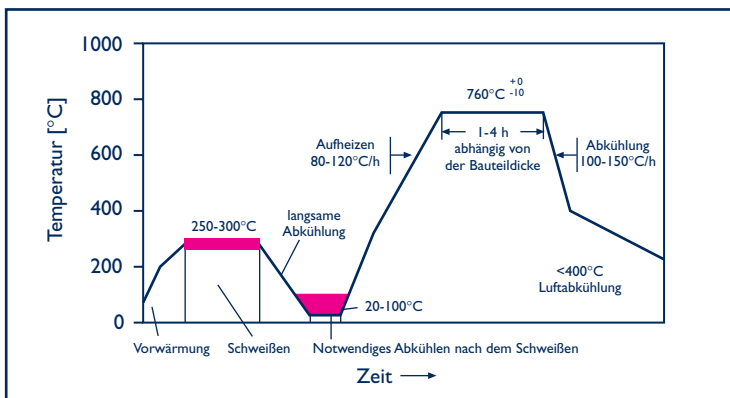


Bild 2: Schematische Darstellung des Temperaturzyklus beim Schweißen von E911 bzw. P92

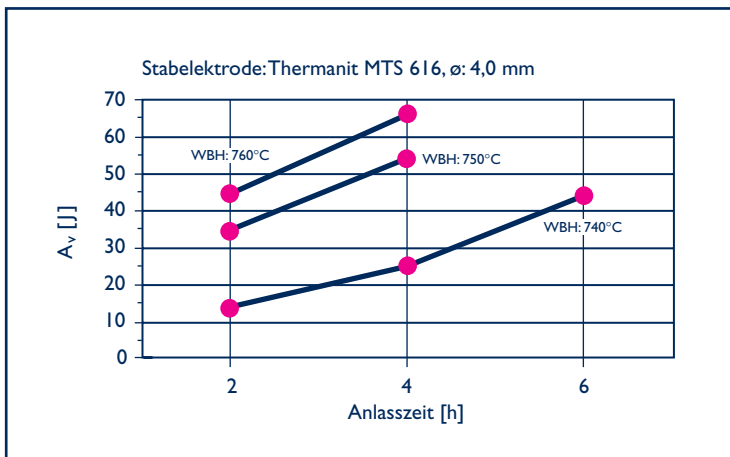


Bild 3: Einfluss der Temperatur auf die Schweißgutzähigkeit; reines Schweißgut zu P92

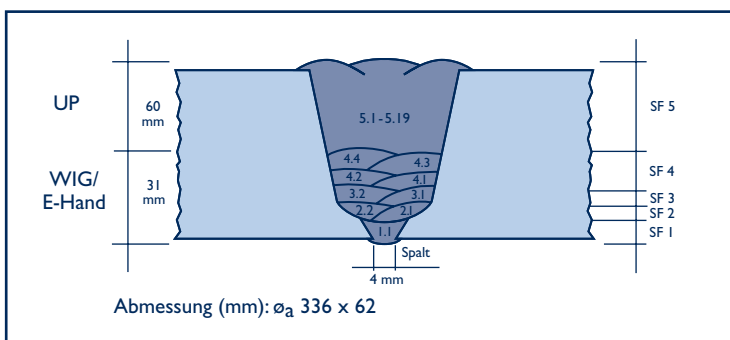


Bild 4: Darstellung des Nahtaufbaus einer E911-Rohrverbindung

zusätzliche Sicherheit, um eine wasserstoffinduzierte Kaltrissbildung zu vermeiden, kann mit einer Wasserstoffarmglühung (Soaking) direkt aus der Schweißwärme (2 - 3 h bei 250 - 300 °C) erreicht werden. Bild 2 zeigt schematisch die Wärmeführung beim Schweißen und der sich daran anschließenden WBH. Durch das Schweißen „dünner“ Lagen kann gezielt die Zähigkeit gesteigert werden. Ein solcher Anlasser-

fekt ist um so größer, je dünner die einzelnen Lagen ausgebildet sind. Dies ist besonders beim UP-Schweißen zu berücksichtigen.

Bild 3 zeigt exemplarisch die Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit von den Spannungsarmglühbedingungen für das artgleiche Schweißgut zum Grundwerkstoff P92. Im Rahmen der Schweißgutentwicklung und von Qualifizierungsmaßnahmen wurden verschiedene

Stabelektrode: Thermanit MTS 911									
Ø: 4,0 mm, I _c : 120-140 A, T _p : 250°C, T _{ZWI} : 270°C									
Analyse, reines Schweißgut									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	N
0,11	0,25	0,61	8,94	0,72	0,93	0,24	0,97	0,054	0,060
Mechanische Eigenschaften									
a) reines Schweißgut									
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v (ISO-V) J				
+20	750/2	739	869	15	35	38	41		
+20	760/2	—	—	—	55	48	50		
600	750/2	404	499	10	—				
b) Verbindung: E911, Rohr-Ø _a : 336 mm, Wandstärke: 62 mm									
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	Bruchlage	A _v (ISO-V) J			Härte HV10	
+20	760/2	457	649	GW	56	66	48	244 - 258	
600	760/2	283	341	GW	—			—	

Tabelle 7: Ergebnisse des reinen Elektrodenschweißgutes sowie aus einer Verfahrensprüfung einer E911-Rohrverbindung

UP-Draht/Pulverkombination Thermanit MTS 911 / Marathon 543												
Draht-Ø: 3,2 mm; Stromstärke: 380 - 420 A; Spannung: 28 - 30 V; Schweißgeschwindigkeit: 500 - 600 mm/min.;												
Vorwärmtemperatur: 250 °C; Zwischenlagentemperatur: 300 - 330 °C												
Analyse												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb
reines Schweißgut	0,10	0,38	0,59	0,016	0,004	8,99	0,89	0,74	0,18	0,90	0,063	0,045
Verbindung	0,106	0,36	0,57	0,017	0,004	9,04	0,89	0,68	0,20	0,95	0,065	0,039
Mechanische Eigenschaften												
a) reines Schweißgut												
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v (ISO-V) J							
+20	760/2	705	825	19,8	31	27	42					
+20	760/4	685	798	20,6	63	41	56					
b) Verbindung: E911, Rohr-Ø _a : 336 mm, Wandstärke: 62 mm												
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	Bruchlage	A _v (ISO-V) J			Härte HV10			
+20	760/2	467	657	15,0	GW	48	48	46	251 - 261			
+20	760/4	466	653	16,0	GW	50	60	56	247 - 253			
600	760/2	289	340	18,0	GW	—			—			
600	760/4	284	344	17,5	GW	—			—			

Tabelle 8: Ergebnisse des reinen UP-Schweißgutes sowie aus einer Verfahrensprüfung einer E911-Rohrverbindung.

Stabelektrode: Thermanit MTS 616									
Ø: 4,0 mm, I _s : 120-140 A, T _v : 250 °C, T _{ZWL} : 270 °C									
Analyse, reines Schweißgut									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	N
0,11	0,27	0,65	8,95	0,7	0,53	0,19	1,72	0,044	0,045
Mechanische Eigenschaften									
a) reines Schweißgut									
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v (ISO-V) J				
+20	760/2	675	800	17,6	50 55 58				
600	760/2	435	585	12	—				
b) Verbindung: P92, Rohr-Ø _a : 300 mm, Wandstärke: 40 mm									
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	Bruchlage	A _v (ISO-V) J			Härte HV10	
+20	760/2	489	665	GW	60 58 62			236 - 262	
600	760/2	300	349	GW	—			—	

Tabelle 9: Ergebnisse des reinen Elektrodenschweißgutes sowie aus einer Verfahrensprüfung einer P92-Rohrverbindung.

UP-Draht/Pulverkombination Thermanit MTS 616 / Marathon 543												
Draht-Ø: 3,2 mm; Stromstärke: 380 - 420 A; Spannung: 28 - 30 V; Schweißgeschwindigkeit: 500 - 600 mm/min.; Vorwärmtemperatur: 250 °C; Zwischenlagentemperatur: 300 - 330 °C												
Analyse												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb
reines Schweißgut	0,09	0,36	0,60	0,015	0,005	8,45	0,41	0,73	0,17	1,59	0,059	0,034
Verbindung	0,097	0,34	0,60	0,016	0,004	9,14	0,43	0,66	0,17	1,63	0,047	0,034
Mechanische Eigenschaften												
a) reines Schweißgut												
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v (ISO-V) J							
+20	760/2	678	789	19,8	27 37 41							
+20	760/4	621	742	20,8	57 61 41							
b) Verbindung: P92, Rohr-Ø _a : 300 mm, Wandstärke: 40 mm												
Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	Bruchlage	A _v (ISO-V) J			Härte HV10			
+20	760/2	496	674	16,5	GW	88 112 76			238 - 250			
+20	760/4	502	678	15,0	GW	96 88 84			234 - 249			
600	760/2	297	360	16,5	GW	—			—			
600	760/4	293	355	18,0	GW	—			—			

Tabelle 10: Ergebnisse des reinen UP-Schweißgutes sowie aus einer Verfahrensprüfung einer P92-Rohrverbindung

Rohrverbindungen geschweißt. Bild 4 zeigt beispielhaft die Schweißfolge einer E911-Rohrverbindung. Die Wurzel wurde einlagig WIG geschweißt. Die untere Hälfte der Wand wurde mit der Stabelektrode, die obere Hälfte wurde UP geschweißt. Bei einer P92-Rohrverbindung wurde ähnlich verfahren. Nach dem Schweißen erfolgte jeweils eine langsame Abkühlung auf RT. Die anschließende WBH wurde bei 760 °C durchgeführt. Dafür wurden jedoch zuvor die Verbin-

dungen halbiert, so dass verschiedene WBH sowohl mit 2 h als auch mit 4 h durchgeführt werden konnten. Für beide Qualitäten entsprechen die Analysen der Schweißgüter, mit Ausnahme von Nickel und Niob, denen der Grundwerkstoffe. Die Festigkeitswerte der artgleichen Schweißzusätze erfüllen sowohl bei RT als auch bei erhöhten Temperaturen (600 °C) die Anforderungen. In den Tabellen 7 - 10 sind Ergebnisse aus Verfahrensprüfungen zusammengestellt.

Aus Tabelle 7 wird ersichtlich, dass im reinen Schweißgut (in diesem Fall das der Stabelektrode) nach einer niedrigen WBH bei nur 750 °C/2 h keine ausreichend hohe Zähigkeit erreicht wird. Eine Erhöhung der Temperatur auf die empfohlenen Werte von 760 °C/2 h bewirkt, dass die geforderten Werte von > 41 J sicher überschritten werden.

Für das reine UP-Schweißgut wird eine WBH mit einer verlängerten Haltezeit von mind. 4 h bei 760 °C empfohlen. Tabelle 8a und 10a zeigen entsprechend unterschiedliche Schweißgutzähigkeiten (reines Schweißgut) nach einer zu kurzen (2 h) bzw. nach längerer (4 h) WBH. In den Verbindungsschweißungen sind die Unterschiede nicht so signifikant. Dies liegt im unterschiedlichen Lagenaufbau begründet.

In den Werkstoffleistungsblättern der Grundwerkstoffe E911 und P92 wird von den Stahlherstellern für die WBH nach dem Schweißen eine Temperaturspanne von 730 bis 780 °C angegeben. Wie aber nachgewiesen werden konnte, ist für die Schweißzusatzwerkstoffe eine Temperatur von 760 °C notwendig, um die erforderliche Haltezeit auf ein wirtschaftlich sinnvolles Maß von zwei bis vier Stunden zu begrenzen (s. Bild 3). Niedrigere Temperaturen könnten zwar gewählt werden, aber sie verringern die Zähigkeit im Schweißgut bzw. sie erfordern erheblich längere Haltezeiten, um dann wieder auf das erforderliche Niveau zu kommen. Deutlich höhere Temperaturen als 760 °C können dazu führen, dass die Aclb-Temperatur überschritten wird. Ein geringfügiges und kurzzeitiges Überschreiten wird jedoch als unkritisch erachtet.

6. Zeitstandsuntersuchungen

Für den effektiven Einsatz warmfester Stähle muss schon zu einem frühzeitigen Zeitpunkt sichergestellt werden, dass die entsprechenden Schweißgüter und die Schweißverbindungen nahezu die gleichen Zeitstandfestigkeitseigenschaften aufweisen wie die Grundwerkstoffe. Entsprechende Langzeituntersuchungen wurden daher für die in diesem Beitrag vorgestellten Schweißzusatzwerkstoffe durchgeführt, und zwar für das reine Schweißgut und für die Schweißverbindungen.

6.1 Zeitstandsuntersuchungen zu den bainitischen Schweißzusätzen

Für die artgleichen Schweißzusätze zu T/P23 und T/P24 wurden Zeitstandsuntersuchungen bei 525, 550 und 575 °C durchgeführt.

Die längsten zur Zeit laufenden Untersuchungen (an Zusätzen artgleich zu T/P23) haben zum gegenwärtigen

Zeitpunkt (Juli 2005) eine Laufzeit von 14.000 h, wobei das Spannungsniveau so gewählt ist, dass 10.000 h (bereits überschritten) bzw. 30.000 h angestrebt werden. Bei den Schweißzusätzen artgleich zu T/P23 (LBH und UP) liegen die Bruchpunkte des reinen Schweißgutes und die der Schweißverbindungen knapp unterhalb der Mittelwertskurve des Grundwerkstoffes. Die Brüche in den Schweißverbindungen sind zum überwiegenden Teil in der WEZ oder im GW erfolgt.

Bei den Schweißzusätzen artgleich zu T/P24 ist das Kriechverhalten der Schweißzusätze nicht so eindeutig zu bewerten. Auffällig ist, dass die artgleichen Ti-legierten Elektroden die Zeitstandfestigkeitsanforderungen nicht erfüllen. Die Bruchpunkte bei Verbindungsschweißungen liegen bereits bei Werten um 1.000 h unterhalb der unteren Streubandkurve des Grundwerkstoffes, wobei die Brüche im Schweißgut und nicht wie erwartet im GW liegen. Im Gegensatz dazu wurden bei WIG-Verbindungen bereits Laufzeiten von über 15.000 h erreicht. Auch das UP-Schweißgut zeigt derzeit keine einheitlichen und zufriedenstellenden Ergebnisse. Die Ursachen hierzu liegen offensichtlich in den komplexen und unterschiedlichen Abbrandprozessen, insbesondere bei den wichtigen Legierungselementen wie Ti und B. Wie bereits zuvor beschrieben, ist es schwierig, unter praxisgerechten Schweißbedingungen einen ausreichend hohen Ti- und B-Gehalt in den Schweißverbindungen, insbesondere bei Rohrverbindungen mit unterschiedlichen Schweißparametern, zu gewährleisten. Aus diesem Grund wurden Schweißzusätze zu T/P24 mit einem geänderten Legierungskonzept, d. h. Nb-legiert, entwickelt. Bisher vorliegende Ergebnisse zu Zeitstandsuntersuchungen bestätigen die Richtigkeit dieser Analysenmodifikation.

6.2 Zeitstandsuntersuchungen zu den martensitischen Schweißzusätzen

Für die artgleichen Schweißzusätze zu E911 und P92 wurden Zeitstandsuntersuchungen bei 600, 625 und 650 °C durchgeführt. Die Ermittlung der Zeitstandeigenschaften wurde sowohl an reinen Schweißgütern E-Hand und UP als auch an E911- und P92-Rohrverbindungsnahten durchgeführt.

Die längsten Untersuchungen an E911-Schweißverbindungen haben eine Laufzeit von > 36.000 h. Bei diesen Versuchen an E911-Verbindungen liegen die Bruchpunkte des reinen Schweißgutes und die der Schweißverbindungen bei 600 °C innerhalb des unteren Streubands des Grundwerkstoffes. Bei höheren Temperaturen (625 und 650 °C) verschieben sich die Bruchpunkte mit längeren Laufzeiten nach unten hin aus dem Streuband des GW hinaus. Die Brüche in

den Schweißverbindungen sind, insbesondere bei den längeren Laufzeiten, nur in der WEZ erfolgt. Brüche im Schweißgut wurden nicht beobachtet.

Bei den Untersuchungen der Verbindungen an P92 lagen die Bruchpunkte bei 600 °C innerhalb des Streubands des GW. Bei höheren Temperaturen lagen die Bruchpunkte dagegen teils außerhalb, wobei sowohl Brüche im Schweißgut wie auch in der WEZ gefunden wurden. Bei lang laufenden Proben erfolgten die Zeitstandbrüche in der WEZ. Bei 650 °C lagen alle Brüche bei 650 °C in der WEZ [9].

7. Artgleicher Schweißzusatz für einen neuen martensitischen Werkstoff mit 12% Chrom – VM12

Die zuvor beschriebenen Grundwerkstoffe E911 und P92 werden nach allen bisherigen Erkenntnissen nur bis max. 620 °C eingesetzt. Der Grund liegt in der unzureichenden Zunderbeständigkeit bei höheren Temperaturen. Hier sind Werkstoffe mit höherem Cr-Gehalt notwendig. In dem europäischen Forschungs-Programm „COST 536“ wird derzeit ein von Vallourec & Mannesmann entwickelter 12%-iger Chromstahl (VM12) für Anwendungstemperaturen bis max. 650 °C optimiert und ertüchtigt. Böhler

Thyssen Schweisstechnik ist ebenfalls in diesem Projekt eingebunden und entwickelt artgleiche Schweißzusätze zu VM12.

Die Entwicklungen sind noch nicht abgeschlossen. Die grundlegenden Untersuchungen sind jedoch bereits weit fortgeschritten. Demnach zeichnet sich das Schweißgut auf Grund des vorliegenden Legierungskonzepts durch hohe Festigkeitswerte aus. Gleichzeitig ergibt sich jedoch ein Zähigkeitsniveau in den Schweißzusätzen mit Werten um 40 J. Damit liegen sie unterhalb von den zuvor genannten Schweißzusätzen für die 9 - 10 % Cr-Stähle. Bei dieser Legierung hat sich auch gezeigt, dass eine Ni-/ Nb-Modifikation des Schweißguts, wie sie sonst erfolgreich angewandt werden konnte, keine Verbesserungen bewirkt. Dennoch ist das Zähigkeitsniveau ausreichend, da die geforderten Mindestwerte derzeit bei > 27 J liegen. Allerdings ist es erforderlich, dass beim Schweißen größtmögliche Sorgfalt gewährleistet sein muss (Einhalten geringer Wärmeeinbringung, richtige Wahl des Elektroden-Ø, Einhalten der zulässigen Lagendicke, etc.). Die WBH sollte bei 770 °C durchgeführt werden, da bei 760 °C keine ausreichend hohen Zähigkeitswerte garantiert werden können. Die Ac1b-Temperatur des Schweißguts und des Grundwerkstoffes liegt bei 800 °C. Die nachfolgende *Tabelle 11* fasst die Ergebnisse für verschiedene Schweißverfahren (WIG, LBH, UP) zusammen.

Thermanit MTS 5 CoT												
Analyse, reines Schweißgut verschiedene Verfahren												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Co	Nb	B	N
WIG	0,12	0,51	0,39	11,60	0,30	0,28	0,26	1,51	1,63	0,06	0,005	0,05
LBH	0,11	0,45	0,65	11,15	0,70	0,30	0,25	1,50	1,60	0,06	0,003	0,05
UP	0,10	0,50	0,60	11,30	0,65	0,29	0,23	1,50	1,60	0,04	0,003	0,06
Mechanische Eigenschaften												
a) reines Schweißgut												
	Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v (ISO-V) (RT) J			A _v (ISO-V) (+50 °C) J			
WIG	+20	770/2	767	906	18	50	23	32				
LBH	+20 +50 600	770/2	694 335	835 423	16 18	46	34	42	57 66 58			
UP	+20	770/4	688	819	18	36	48	46				
b) Verbindung: VM12, Rohr-Ø _s : 406 mm, Wandstärke: 35 mm												
	Prüftemp. °C	WBH °C/h	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	Bruchlage	A _v (ISO-V) J			Härte HV10			
	+20	770/4	576	765	GW	45	41	31	260			
	600	770/4	293	383	GW	—			—			

Tabelle 11: Ergebnisse des reinen UP-Schweißgutes sowie aus einer Verfahrensprüfung einer VM12-Rohrverbindung

Gegenüber E911 und P92 ist diese Legierung höher im Cr-Gehalt legiert. Da hierdurch Ferrit gebildet wird, muss mit einem Austenitbildner gegengesteuert werden. Dies wird mit Co realisiert. Co beeinflusst im Gegensatz zu Ni nicht den A_{clb} -Punkt.

8. Zusammenfassung und Ausblick

Anliegen des Beitrages war es, auf Werkstoffentwicklungen für moderne Kraftwerke aufmerksam zu machen. Diese Werkstoffe sind für die Ertüchtigung von bestehenden Kraftwerken sowie für Neubauten mit erhöhten Dampfparametern von hoher wirtschaftlicher Bedeutung. Das Bestreben, auch oberhalb von 620 °C in konventionellen Kraftwerken martensitische Stähle einzusetzen, hat zur Initiative eines breit angelegten europäischen Forschungsvorhaben „COST 536“ geführt, an dem sich über 15

europäische Länder beteiligen. Aus heutiger Sicht geht die Entwicklung hin zu Bor- und Cobalt-legierten Stählen. Der Cr-Gehalt der Werkstoffe wird auf ca. 11 - 11,5 % angehoben, um eine ausreichende Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit gewährleisten zu können. Weitere Legierungsmodifikationen, insbesondere hinsichtlich der gestiegenen Rohstoffpreise werden diskutiert. Die Entwicklung artgleicher Schweißzusätze für derartige Stähle erfolgt parallel zu der Grundwerkstoffentwicklung.

Es bleibt eine anspruchsvolle Aufgabe, mit weiteren Entwicklungen für die Schweißzusätze das Optimum zwischen Langzeiteigenschaften bis 650 °C, ausreichenden Zähigkeiten im Schweißgut bei gleichzeitig möglichst kurzen Wärmebehandlungen und ausreichende Zunderbeständigkeiten zu gewährleisten. Denkbar sind auch Abstriche bezüglich Zähigkeitsanforderungen an das reine Schweißgut (z. B. von > 41 J auf 27 J bei RT), will man nicht deutlich längere Anlasezeiten der Schweißverbindungen als bislang üblich in Kauf nehmen.

9. Literatur

- [1] Bendick, W.; Haarmann, K.; Kubla, G. und Zschau, M.: *Neue Werkstoffe für den Kessel- und Rohrleitungsbereich von Kraftwerken mit erhöhten Dampfparametern; Tagungsband der 6. Werkstofftagung Graz, 16.04.1999*
- [2] Bendick, W.; Hahn, B. und Schendler, W.: *Neue Entwicklungen für warmfeste Rohre im Kraftwerksbau; 3R international 40 (2001), S. 264 - 268*
- [3] Heuser, H.; Jochum, C. und Hahn, B.: *Properties of Matching Filler Metals for E911 and P92; 28. MPA-Seminar Stuttgart, 10./11.10.2002, Tagungsband Vol. 2*
- [4] Pecha, J.; Bobonic, M.: *Mikrolegierte Cr-Mo-Stähle im Energiewesen. In XXV. Tage der Schweißtechnik, Vamberk, 2002, S. 78-83*
- [5] Arndt, J.; Haarmann, K.; Kottmann, G.; Vaillant, J.C.; Bendick, W.; Deshayes, F.: *The T23/T24 Book, Vallourec & Mannesmann Tubes 1998*
- [6] Brühl, F.: *Verhalten des 9 %-Chromstahles X10CrMoVNb91 und seiner Schweißverbindungen im Kurz- und Langzeitversuch; Dissertation, Graz 1989*
- [7] Bendick, W.; Haarmann, K.; Wellnitz, G.; Zschau, M.: *Eigenschaften der 9- bis 12 %-Chromstähle und ihr Verhalten unter Zeitstandbeanspruchung; VBG Kraftwerkstechnik 73 (1993), Heft 1, S. 77 - 84*
- [8] Blume, R.; Heuser, H.; Leich, K.E.; Meyer, F.: *Verbesserungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften von Schweißverbindungen an CrMoVNb-Stählen mit 9 % Cr durch Optimierung von Schweißzusätzen und Schweißparametern; DVS Bericht 162, S. 206 - 210*
- [9] Heuser, H.; Bendick, W.; Melzer, B.; Zschau, M.; Cerjak, H.; Letofsky, E.: *Ermittlung der Langzeiteigenschaften artgleicher Schweißgüter neuer warmfester Stähle. Forschungsbericht P297; Studiengesellschaft Stahlanwendung e.V., Düsseldorf, Dezember 2000.*



**Böhler Schweisstechnik
Deutschland GmbH**

Unionstr. 1

D-59067 Hamm

Tel.: +49(0)2381-271-02

Fax: +49(0)2381-271-402

www.t-put.com

Überreicht durch: