



REPUBLIK  
ÖSTERREICH  
Patentamt

(10) Nummer: **AT 408 993 B**

(12)

## PATENTSCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 929/98  
(22) Anmeldetag: 29.05.1998  
(42) Beginn der Patentdauer: 15.09.2001  
(45) Ausgabetag: 25.04.2002

(51) Int. Cl.<sup>7</sup>: **C22C 38/44**

(30) Priorität:  
30.05.1997 US 866547 beansprucht.

(73) Patentinhaber:  
TELEDYNE INDUSTRIES, INC.  
90067 LOS ANGELES (US).

(54) ROSTFREIER STAHL

**AT 408 993 B**

(57) Ausscheidungshärtende rostfreie Stähle, welche zu Streckgrenzeniveaus im Bereich von 1379,4 N/mm<sup>2</sup> mit außergewöhnlich hoher Bruchzähigkeit warmbehandelbar sind und im wesentlichen 12,25 bis 13,25% Chrom, 7,5 bis 8,5% Nickel, 2,0 bis 2,5% Molybdän, 0,8 bis 1,35% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor sowie speziell kritische Mengen von nicht mehr als 0,0020% (20 ppm) Stickstoff, nicht mehr als 0,0020% (20 ppm) Schwefel, nicht mehr als 0,0026% (26 ppm) Stickstoff und Schwefel, nicht mehr als 0,04% Titan, Rest im wesentlichen Eisen, enthalten.

Die gegenständliche Erfindung bezieht sich auf rostfreie Stähle, insbesondere auf 13-8Mo-Stähle mit bedeutend verbesserter Bruchzähigkeit ( $K_{IC}$ ) gegenüber herkömmlichen 13-8Mo-Stählen.

5  
Einschlägigen Fachleuten ist bekannt, daß die Bruchzähigkeit ein Maß für den Materialwiderstand gegen Rißausbreitung und katastrophaler Zerstörung ist und ein wichtiges Charakteristikum beim Entwurf gewisser kritischer Komponenten darstellt. Bei Metallegierungen verhält sich die Zähigkeit im allgemeinen umgekehrt zur Festigkeit, d.h. je höher die Festigkeit, desto niedriger die Zähigkeit. Innerhalb dieses generellen Zusammenhangs zeigen individuelle Legierungen und Legierungsfamilien ganz bestimmte Abhängigkeiten zwischen der Festigkeit und der Zähigkeit.  
10 Diese Charakteristika sind der Fig. 1 klar entnehmbar. Ausscheidungsgehärtete rostfreie Stähle stellen eine Gruppe dar, die sich in einem weniger günstigen (niedrige Festigkeit, niedrige Zähigkeit) Abschnitt dieser Figur befinden.

Es ist weiters allgemein bekannt, daß geringe Mengen bestimmter Elemente oder Verunreinigungen, einschließlich Metalle, Metalloide oder Nichtmetalle, die Eigenschaften aller Legierungen  
15 dramatisch verändern können. Die speziellen Elemente oder Verunreinigungen und deren Mengen, die zu schädlichen Ergebnissen führen, variieren in weiten Rahmen, abhängig von der Legierung, dem Zustand und den interessierenden Eigenschaften. 13-8Mo-Stähle sind beispielsweise in der US 3 556 776 A (Clarke et al) beschrieben, auf die hiemit zur Gänze als Referenz Bezug genommen wird. Bei diesen Stählen resultieren kritische geringe Mengen von Mangan, Silizium, Phosphor,  
20 Schwefel und Stickstoff in gute Duktilität in Kombination mit hoher Festigkeit.

Gemäß der Erfindung wurde entdeckt, daß bei ausscheidungshärtenden rostfreien Stählen des Typs, der kommerziell als 13-8Mo bekannt ist, die Zähigkeit auf außergewöhnlich hohe Werte erhöht werden kann, wenn der Stickstoff- und der Schwefelgehalt auf sehr niedrigen Niveaus gehalten wird. Zusätzlich ist es bevorzugt, den Titangehalt innerhalb gewünschter Grenzen zu  
25 halten. Im besonderen wurde festgestellt, daß aussergewöhnlich hohe Zähigkeitswerte erreicht werden können, wenn der Schwefelgehalt nicht über 0,0025% (25 ppm), der Stickstoffgehalt nicht über 0,0020% (20 ppm) und der Titangehalt, sofern Titan vorhanden ist, kleiner als 0,05%, vorzugsweise nicht höher als 0,04%, gehalten werden. Darüber hinaus sollte der kombinierte Gehalt an Schwefel und Stickstoff nicht über 0,0030% (30 ppm) liegen.

30 Weiters wurde festgestellt, daß bei oder unterhalb dieser kritischen Grenzen der Mengen an  $N_2$ , S und Ti das Ausmaß der Verbesserung mit abnehmenden Mengen dieser Elemente signifikant zunimmt, verglichen mit jenen Werten, die bei höheren Konzentrationen, welche für die kommerzielle Praxis typischer sind, auftreten würden. Dieser Effekt ist deutlich aus der Änderung des Verlaufs der Kurven 2 bis 6 ersichtlich.

35 Die ausscheidungshärtenden rostfreien Stähle, auf welche die gegenständliche Erfindung Bezug nimmt, können beschrieben werden, als ob sie im wesentlichen folgenden Zusammensetzung aufweisen: etwa 12,25% bis 13,25% Chrom, etwa 7,5% bis 8,5% Nickel, etwa 2,0% bis 2,5% Molybdän, etwa 0,8% bis 1,25% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor, nicht mehr als  
40 0,0025% Schwefel, nicht mehr als 0,0020% Stickstoff, der Rest im wesentlichen Eisen, wobei der kombinierte Gehalt an Schwefel und Stickstoff 0,0030% nicht überschreitet. Sofern Titan enthalten ist, beträgt sein Gehalt vorzugsweise weniger als 0,050%, noch bevorzugter jedoch nicht mehr als 0,04%. Unter einem noch spezifischeren Aspekt sollte der kombinierte Gehalt an Schwefel und Stickstoff 0,0020% (20 ppm) und der Titangehalt 0,02% nicht überschreiten.

45 Erfindungsgemäße Stähle zeigen Bruchzähigkeiten von mehr als  $6952 \text{ N/mm}^2 \cdot \text{mm}^{1/2}$  bei Steckgrenzenniveaus von bis zu etwa  $1379,4 \text{ N/mm}^2$ , welche weit höher liegen als jene von einer Vielzahl herkömmlicher kommerzieller Hochfestigkeitstähle sowie ausscheidungshärtender Stähle, was aus Fig. 1 ersichtlich ist.

50 Das Niveau der Verunreinigungselemente, welches zur Erreichung der angeführten Verbesserungen führt, ist signifikant niedriger als jenes, das bei der herkömmlichen Praxis bei Legierungen dieses Typs eingehalten wird und kann nur dadurch erreicht werden, daß Ausgangsmaterialien mit sehr niedrigem Stickstoffgehalt ausgewählt werden und speziellen Schmelzprozessen wie Vakuuminduktionsschmelzen und Vakuum-Bogenumsschmelzen unterworfen werden.

55 Die Erfindung wird im folgenden anhand der beigefügten Zeichnungen näher erläutert. Es zeigen Fig. 1 das Schaubild der Abhängigkeit der Bruchzähigkeit verschiedener Stähle von der

Streckgrenze, Fig. 2 ein Schaubild des Einflusses der Stickstoffmenge auf die Bruchzähigkeit von ausscheidungshärtendem 13Cr-8Ni-2Mo-Stahl bei unterschiedlichen Schwefelmengen, Fig. 3 ein Schaubild des Einflusses des Stickstoffgehaltes auf die Charpy-Schlagenergie von ausscheidungshärtendem 13Cr-8Ni-2Mo-Stahl bei -30°C und unterschiedlichen Schwefelgehalten, Fig. 4 ein Schaubild des Einflusses des kombinierten Stickstoff- und Schwefelgehaltes auf die Bruchzähigkeit von 13Cr-8Ni-2Mo-Stahl, Fig. 5 ein Schaubild des Einflusses des Titangehaltes auf die Klein-  
 5 großen-Bruchzähigkeit von 13Cr-8Ni-2Mo-Stahl bei unterschiedlichen Verunreinigungsmengen von Stickstoff und Schwefel und Fig. 6 ein Schaubild des Einflusses des Titangehaltes auf die Charpy-Schlagenergie von 13Cr-8Ni-2Mo-Stahl bei -30°C und unterschiedlichen Verunreinigungsmengen  
 10 Stickstoff und Schwefel.

Zur Bestimmung des Einflusses gewisser Elemente auf die Bruchzähigkeit wurde eine Anzahl von Versuchschargen hergestellt. Die einzigen Variablen waren Aluminium, Titan, Schwefel und Stickstoff. Alle anderen Elemente wurden konstant gehalten und lagen innerhalb der normalen Analyseabweichungen (Tabelle 1). Alle Chargen wogen 667 N und wurden durch Vakuuminduktionsschmelzen gefolgt von Vakuumbogenumschmelzen zu Ingots mit 140 mm Durchmesser hergestellt. Die Ingots wurden zunächst bei 1093°C auf einen Querschnitt von 76 x 76 mm geschmiedet und anschließend bei 982°C zu flachen Stücken mit einem Querschnitt von 25,4 x 89 mm gewalzt. Aus diesen Stücken wurden sowohl in Longitudinal als auch in Transversalrichtung Proben herausgeschnitten und einer Wärmebehandlung von industriellem Standard unterworfen, d.h. Lösungsglühen bei 927°C und Alterungsglühen bei 538°C (H538) oder 566°C (H 566). Daraus wurden Schlagproben gemäß der ASTM E23-Norm gefertigt und geprüft. Wegen der extrem hohen Zähigkeit dieses Materials wurde eine Klein-  
 15 großen-Bruchzähigkeitsuntersuchung durchgeführt, u.zw. gemäß dem J-Intergralkonzept, wie es in ASTM STP514, P.1-39, 1972 beschrieben ist, was Zähigkeitswerte  $K_{Ic}$  ergeben hat, die äquivalent zu  $K_{Ic}$  sind.

Die Bruchzähigkeits- und Schlagresultate der für diese Untersuchung hergestellten Stähle sind in den Tabellen 2 und 3 gemeinsam mit variierenden chemischen Elementen (Al, Ti, S und N<sub>2</sub>) und zugehörigen Dehnungseigenschaften angeführt. Da die Zähigkeit derart dramatisch mit der Streckgrenze variiert, ist es notwendig, den Einfluß jeder gegebenen Variablen bei einem konstanten Festigkeitsniveau zu untersuchen, welches einem vertretbar schmalen Aluminiumgehaltsbereich und einer konstanten Alterungstemperatur korreliert ist. Auf diese Weise ist der Einfluß der Stickstoff- und Schwefelgehalte auf die Bruchzähigkeit in Fig. 2 für Stähle mit 1,02-1,07% Aluminium und Streckgrenzen von 1393 - 1436 N/mm<sup>2</sup> wiedergegeben.

Aus dieser Figur geht hervor, daß N<sub>2</sub> keinen signifikanten Einfluß auf die Bruchzähigkeit ausübt, u.zw. bei Gehalten von etwa 30 bis 100 ppm, welche den Bereichen entsprechen, die in der kommerziellen Praxis häufig angetroffen werden und etwa mit den Werten gemäß der US 3 556 776 A verträglich sind. Bei N<sub>2</sub>-Mengen von weniger als etwa 26 ppm tritt jedoch eine dramatische Aufwärtsänderung im Verlauf der Bruchzähigkeit in Abhängigkeit vom Stickstoffgehalt ein, und die Zähigkeit verdoppelt sich bei 9 ppm Stickstoff für die Materialien mit niedrigstem Schwefelgehalt (< 10 ppm Schwefel). Obwohl derselbe generelle Trend auch bei Materialien mit höherem Schwefelgehalt auftritt, wird das Ausmaß der Zähigkeitsverbesserung bei den niedrigsten Stickstoffgehalten etwas verringert, d.h. umgekehrt, daß die Verbesserung der Zähigkeit mit abnehmendem N<sub>2</sub>-Gehalt für Stähle der gegenständlichen Erfindung am größten ist bei niedrigst möglichen Schwefelgehalten. Nahezu dieselben Resultate wurden bei den Werten für die transversale Charpy-Schlagzähigkeit bei -30°C erhalten, was aus Fig. 3 ersichtlich ist.

Der kombinierte Einfluß der (N<sub>2</sub> + S)-Menge auf die Zähigkeit von Stählen mit unterschiedlichen Festigkeitswerten ist aus Fig. 4 ersichtlich. Aus dieser Figur geht auch klar hervor, daß eine sehr abrupte Änderung des Verhaltens der Zähigkeit auf den kombinierten Einfluß des (N<sub>2</sub> + S)-Gehaltes, auftritt. Zwischen 30 oder 40 ppm und 130 ppm an N<sub>2</sub> + S tritt ein geringer Einfluß auf die Zähigkeit ein. Unterhalb dieses Niveaus nimmt jedoch der Verlauf der Kurven erneut dramatisch mit der Zähigkeit zu, wobei mehr als eine Verdoppelung bei den niedrigsten (N<sub>2</sub> + S)-Gehalten für Stähle beider dargestellter Festigkeitsbereiche auftritt. Die kritischen (N<sub>2</sub> + S)-Gehalte für diese abrupte Änderung der Zähigkeit liegen bei einem niedrigeren Niveau für Stähle mit höheren Streckgrenzen.

Stählen des gegenständlichen Types wird häufig Titan zugesetzt, wie in der US 3 556 776 A beschrieben, u.zw. in Mengen von 0,05 bis 0,50%. Ähnlich wie bei N<sub>2</sub> wurde im Einklang mit der  
 55

gegenständlichen Erfindung entdeckt, daß eine Beschränkung des Titangehaltes auf weitaus niedrigere Gehalte als normalerweise üblich für die Erreichung einer signifikant verbesserten Zähigkeit wesentlich ist. Die dramatische Verbesserung der Zähigkeit bei extrem niedrigen ( $N_2 + S$ )-Gehalten kann nur erreicht werden, wenn die Titangehalte wesentlich geringer als 0,05% sind. Dies ist aus den Fig. 5 und 6 klar ersichtlich. Bei Titangehalten von 0,05% bis 0,10% tritt nahezu keine Änderung der Zähigkeit auf. Unterhalb von 0,05% Ti steigt der Verlauf sowohl der Bruchzähigkeits- als auch der Charpy-Schlagkurven deutlich an, wobei bei 0,02% Ti nahezu eine Verdoppelung eintritt, allerdings nur bei Chargen mit niedrigen  $N_2$ -Gehalt. Bei Chargen mit höheren Gehalten an  $N_2 + S$  tritt kein konsistenter Einfluß des Titangehaltes innerhalb des untersuchten Bereiches auf. Für die Zwecke der gegenständlichen Erfindung sollte der Titangehalt geringer als 0,05% sein und vorzugsweise 0,04% nicht überschreiten, wobei er am wünschenswertesten 0,02% nicht übertreffen sollte.

Die Bruchzähigkeit der erfindungsgemäßen Stähle ist in Fig. 1 als Funktion der Streckgrenze dargestellt. Obwohl die Kurve ganz steil erscheint - ähnlich wie bei den kommerziellen Stählen HP 9-4-20 und HP 9-4-30 - sind die Zähigkeiten bei Streckgrenzen von unterhalb 1379,4 N/mm<sup>2</sup> außergewöhnlich ( $> 9038 \text{ N/mm}^2 \cdot \text{mm}^{3/2}$ ) und signifikant höher als jene kommerzieller Hochfestigkeitslegierungen, speziell jener anderer ausscheidungshärtender Stähle.

Einem Fachmann wird bewußt sein, daß die erfindungsgemäßen Stähle in all jenen Fällen angewandt werden können, in denen herkömmliche ausscheidungshärtende 13-8Mo-Stähle bisher eingesetzt wurden. Ihre deutlich verbesserte Zähigkeit eröffnet die Möglichkeit des Einsatzes in zusätzlichen Anwendungsbereichen, in denen hohe Zähigkeit von Bedeutung ist.

Tabelle 1 - Zusammensetzung der Teststähle

Test-Stahl	Zusammensetzung (Gew.-%)									PPM	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	P	S	N
G999-1	.035	0.04	0.01	12.44	8.26	2.19	0.02	0.77	<003	22	7
WA06-1	.035	0.01	0.01	12.58	8.39	2.20	0.02	0.77	<003	5	9
WB-18	.036	0.01	0.01	12.38	8.25	2.20	0.03	0.81	<003	6	38
WA01-1	.033	0.01	0.01	12.51	8.31	2.22	0.02	1.06	<003	22	4
WD13	.037	0.01	0.01	12.46	8.34	2.24	0.01	1.04	.003	48	26
WA02	.033	0.01	0.01	12.49	8.31	2.22	0.05	1.07	<003	20	13
WA01-2	.033	0.01	0.01	12.51	8.36	2.22	0.09	1.06	<003	22	10
WA09-1	0.34	0.01	0.01	12.52	8.34	2.21	0.02	1.06	<003	33	97
WA10	0.34	0.01	0.01	12.51	8.28	2.20	0.05	1.05	<003	31	57
WA09-2	0.34	0.01	0.01	12.49	8.31	2.21	0.09	1.06	<003	32	82
WA06-2	0.34	0.01	0.01	12.47	8.31	2.20	0.02	1.03	<003	6	9
WD15	.035	0.01	0.01	12.51	8.32	2.22	0.05	1.06	.003	6	7
WD16	.036	0.01	0.01	12.49	8.30	2.21	0.09	1.02	.003	7	9
WD17	.034	0.01	0.01	12.54	8.38	2.24	0.01	1.03	.003	6	27
WD14	.035	0.01	0.01	12.49	8.30	2.23	0.01	1.07	.003	10	40
WD19	.034	0.01	0.01	12.57	8.29	2.22	0.01	1.05	<003	6	72
WD22-1	.032	0.01	0.01	12.56	8.31	2.22	0.01	1.02	<003	6	43
WB-19	.036	0.01	0.01	12.35	8.27	2.21	0.03	1.04	<003	6	37
WD18	.034	0.01	0.01	12.56	8.31	2.23	0.05	0.99	.003	6	35
WA07-2	.035	0.01	0.01	12.45	8.33	2.20	0.10	1.04	<003	6	41

**AT 408 993 B**

Test-Stahl	Zusammensetzung (Gew.-%)									PPM	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	P	S	N
WD20	.034	0.01	0.01	12.64	8.44	2.24	0.01	1.31	.003	5	8
AMS 5629	.05 max	.10 max	.10 max	12.25/ 13.25	7.5/ 8.5	2.00/ 2.50	/	0.90/ 1.35	0.01 max	80 max	100 max

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Tabelle 2 - Dehnungseigenschaften und Zähigkeit von 13 Cr-8Ni-2Mo-Stählen (25,4 mm dicke flache Probe, 1 Stunde wärmebehandelt bei 926,7°C, luftgekühlt auf < 149°C, in Eiswasser gekühlt und 4 Stunden wärmebehandelt bei 565,6°C, luftgekühlt auf < 37,8°C, in Eiswasser gekühlt während 30 min)

Chargen Nr.	Zusammensetzung			Dehnungseigenschaften				Zähigkeit $K_{Ic}$ ( $\frac{N \cdot mm^{1/2}}{mm^2}$ )		
	Al%	Ti%	S ppm	N <sub>2</sub> ppm	0.2% Streckgrenze N/mm <sup>2</sup>	Bruchfestigkeit N/mm <sup>2</sup>	% Dehnung	% Flächenreduktion	Longitudinal	Transversal
<b>erfindungsgemäße Stähle:</b>										
WA06-2	1.03	0.02	6	9	1.400	1.464	16.9	68.2	8.412	7.706
WA01-1	1.06	0.02	22	4	1.391	1.467	16.8	67.3	8.294	7.665
					1.409	1.473	17.3	69.5	-	6.208
G999-1	0.77	0.02	22	7	1.411	1.472	16.8	69.1	6.274	6.288
					1.258	1.326	15.5	61.8	11.471	10.418
WA06-1	0.77	0.02	5	9	1.306	1.357	16.7	62.1	11.394	11.374
					1.288	1.358	18.9	73.4	14.481	12.548
WD20	1.31	0.01	5	8	1.275	1.333	17.9	73.8	13.981	13.202
					1.525	1.578	13.7	61.6	3.285	3.170
					1.521	1.570	13.3	61.6	3.327	2.948
<b>nicht erfindungsgemäße Stähle:</b>										
WD13	1.04	0.01	48	26	1.422	1.462	14.1	60.9	4.123	3.994
WD17	1.03	0.01	6	27	1.437	1.482	13.6	62.5	4.216	3.862
					1.417	1.455	14.4	66.2	4.279	4.081
WD22-1	1.02	0.01	6	43	1.431	1.464	13.5	64.5	4.237	4.262
					1.437	1.470	14.0	65.9	4.119	4.342
WD14	1.07	0.01	10	40	1.394	1.425	14.6	67.3	4.164	4.296
					1.433	1.478	13.8	64.0	4.800	4.411
WD19	1.05	0.01	6	72	1.402	1.431	13.3	65.4	4.508	4.366
					1.462	1.500	14.0	62.5	3.667	3.340
WA09-1	1.06	0.02	33	97	1.413	1.450	13.2	63.0	3.441	3.553
					1.395	1.470	15.1	58.2	4.171	2.263
WB18	0.81	0.02	6	38	1.376	1.450	14.9	56.6	3.459	2.468
					1.295	1.350	17.8	73.0	4.640	4.011
					1.319	1.376	18.6	71.7	6.681	4.401

5  
10  
15  
20  
25  
30  
35  
40  
45  
50  
55

Tabelle 3 - Dehnungs- und Schlegeigenschaften von 13Cr-8Ni-2Mo-Stählen  
(25,4 mm dicke flache Probe, 1 Stunde wärmebehandelt bei 926,7°C, luftgekühlt auf < 149°C,  
in Eiswasser gekühlt und 4 Stunden wärmebehandelt bei 565,6°C, luftgekühlt auf < 37,8°C,  
in Eiswasser gekühlt während 30 min)

Chargen Nr.	Zusammensetzung				Dehnungseigenschaften					Charpy-Schlegeigenschaften			J Transversal -29,6°C
	Al%	Ti%	S ppm	N <sub>2</sub> ppm	0.2% Streckgren- ze N/mm <sup>2</sup>	Bruch- festigkeit N/mm <sup>2</sup>	% Dehnung	% Flächen- reduktion	Raum- temperatur		Raum- temperatur		
									-29,6°C				
erfindungsgemäße Stähle:													
WAO6-2	1.03	0.02	6	9	1.248	1.297	19	74	198	217	197	195	
WAO1-1	1.06	0.02	22	4	1.248	1.297	19	74	235	213	221	188	
					1.269	1.324	19	73	185	181	185	181	
WAO1-1	1.06	0.02	22	4	1.269	1.331	18	74	194	183	172	-	
					nicht erfindungsgemäße Stähle:								
WD13	1.04	0.01	48	26	1.255	1.283	15	67	98	86	75	65	
WD17	1.03	0.01	6	27	1.269	1.242	16	68	88	86	75	67	
					1.214	1.242	17	71	141	121	106	75	
WD22-1	1.02	0.01	6	43	1.290	1.310	16	68	124	75	113	103	
					1.276	1.297	16	71	118	119	99	88	
WD14	1.07	0.01	10	40	1.214	1.242	17	72	111	103	102	88	
					1.269	1.297	15	70	117	95	76	73	
WD14	1.07	0.01	10	40	1.269	1.290	17	71	109	100	81	69	
					1.290	1.317	16	67	90	71	57	48	
WD19	1.05	0.01	6	72	1.262	1.290	17	69	81	64	67	48	
WAO9-1	1.06	0.02	33	97	1.235	1.283	16	61	56	61	34	37	
					1.248	1.304	17	61	64	54	35	31	
USP No. 3,556,776	1.0	-	30	18	1.297	1.359	14	68	163	-	-	-	
					1.276	1.338	15	70	138	-	-	-	

5  
10  
15  
20  
25  
30  
35  
40  
45  
50  
55

Tabelle 3 (Fortsetzung) - Dehnungs- und Schlegeigenschaften von 13Cr-8Ni-2Mo-Stählen  
(25,4 mm dicke flache Probe, 1 Stunde wärmebehandelt bei 926,7°C, luftgekühlt auf < 149°C,  
in Eiswasser gekühlt und 4 Stunden wärmebehandelt bei 565,6°C, luftgekühlt auf < 37,8°C,  
in Eiswasser gekühlt während 30 min)

Chargen Nr.	Zusammensetzung					Dehnungseigenschaften					Charpy-Schlageigenschaften			
	Al%	Ti%	S ppm	N <sub>2</sub> ppm	0.2% Streckgrenze N/mm <sup>2</sup>	Bruchfestigkeit N/mm <sup>2</sup>	% Dehnung	% Flächenreduktion	Longitudinal		Transversal			
									Raumtemperatur	-29,6°C	Raumtemperatur	-29,6°C		
nicht erfindungsgemäße Stähle (Fortsetzung)														
WB19	1.04	0.03	6	37	1.276	1.331	19	72	151	75	148	72		
WA02	1.07	0.05	20	13	1.262	1.317	18	73	175	81	148	67		
					1.255	1.297	19	73	217	118	170	73		
WA10	1.05	0.05	31	57	1.310	1.359	18	73	223	171	175	84		
					1.269	1.317	18	72	162	87	106	72		
WD15	1.06	0.05	6	7	1.255	1.317	19	70	149	98	113	67		
					1.345	1.359	18.1	74.6	212	157	174	102		
WD18	0.99	0.05	6	35	1.283	1.297	18.1	74.4	228	156	138	79		
					1.269	1.290	18	73	134	107	105	49		
WD16	1.02	0.09	7	9	1.255	1.283	17	74	134	87	92	59		
					1.379	1.414	17	74	143	94	129	64		
WA07-2	1.04	0.10	6	41	1.373	1.400	17	74	168	109	130	75		
					1.331	1.386	17	70	152	99	-	62		
WA01-2	1.06	0.09	22	10	1.310	1.359	18	70	156	68	100	61		
					1.317	1.373	19	72	166	86	137	53		
WA09-2	1.06	0.09	32	82	1.345	1.407	18	71	110	72	88	41		
					1.359	1.400	17	66	88	41	67	41		
					1.310	1.366	17	68	65	41	102	30		

**PATENTANSPRÜCHE:**

1. Rostfreier Stahl, gekennzeichnet durch im wesentlichen etwa 12,25% bis 13,25% Chrom, etwa 7,5% bis 8,5% Nickel, etwa 2,0% bis 2,5% Molybdän, etwa 0,8% bis 1,35% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor, nicht mehr als 0,0025% Schwefel, nicht mehr als 0,0020% Stickstoff, Rest im wesentlichen Eisen, wobei der kombinierte Gehalt von Schwefel und Stickstoff 0,0030% nicht überschreitet.
2. Rostfreier Stahl gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß er zusätzlich maximal 0,05% Titan enthält.
3. Rostfreier Stahl gemäß Anspruch 1, gekennzeichnet durch eine Bruchzähigkeit von mehr als  $6952 \text{ N/mm}^2 \cdot \text{mm}^{1/2}$  bei Streckgrenzen unterhalb von  $1379,4 \text{ N/mm}^2$ .
4. Rostfreier Stahl gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß eine Streckgrenze von  $1379,4 \text{ N/mm}^2$  oder höher vorliegt und der kombinierte Gehalt an Schwefel und Stickstoff 0,0026% nicht überschreitet.
5. Rostfreier Stahl gemäß Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß der kombinierte Gehalt von Schwefel und Stickstoff nicht höher als 0,0020% und der Titangehalt nicht höher als 0,02% ist.
6. Rostfreier Stahl, gekennzeichnet durch im wesentlichen etwa 12,25 bis 13,25% Chrom, etwa 7,5% bis 8,5% Nickel, etwa 2,0% bis 2,5% Molybdän, etwa 0,8% bis 1,35% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor, nicht mehr als 0,0025% Schwefel, nicht mehr als 0,0020% Stickstoff, nicht mehr als 0,02% Titan, Rest im wesentlichen Eisen, wobei der kombinierte Gehalt von Schwefel und Stickstoff nicht höher als 0,0020% ist.
7. Rostfreier Stahl, gekennzeichnet im wesentlichen durch eine Eisenbasis mit 12,25% bis 13,25% Chrom, 7,5% bis 8,5% Nickel, 2,0% bis 2,5% Molybdän, 0,8% bis 1,35% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor, nicht mehr als 0,0025% Schwefel, nicht mehr als 0,0020% Stickstoff und nicht mehr als 0,04% Titan.
8. Warmbehandelter ausscheidungsgehärteter Artikel aus rostfreiem Stahl, gekennzeichnet durch im wesentlichen eine Eisenbasis mit 12,25% bis 13,25% Chrom, 7,5% bis 8,5% Nickel, 2,0% bis 2,5% Molybdän, 0,8% bis 1,35% Aluminium, nicht mehr als 0,05% Kohlenstoff, nicht mehr als 0,10% Silizium, nicht mehr als 0,10% Mangan, nicht mehr als 0,10% Phosphor, nicht mehr als 0,0025% Schwefel, nicht mehr als 0,0020% Stickstoff und nicht mehr als 0,04% Titan mit einer Bruchzähigkeit von mehr als  $6952 \text{ N/mm}^2 \cdot \text{mm}^{1/2}$  bei Streckgrenzen von unterhalb  $1379,4 \text{ N/mm}^2$ .

**HIEZU 6 BLATT ZEICHNUNGEN**

Fig. 1

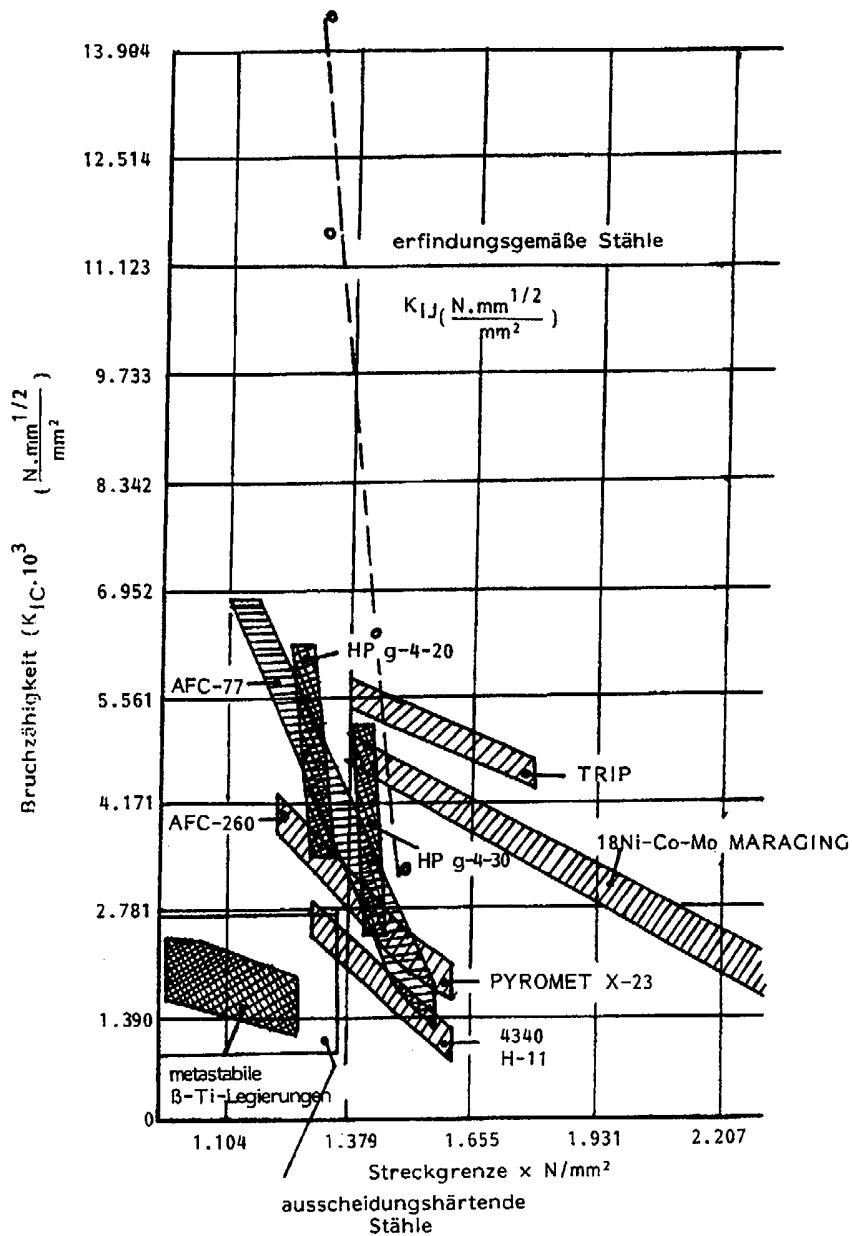


Fig. 2

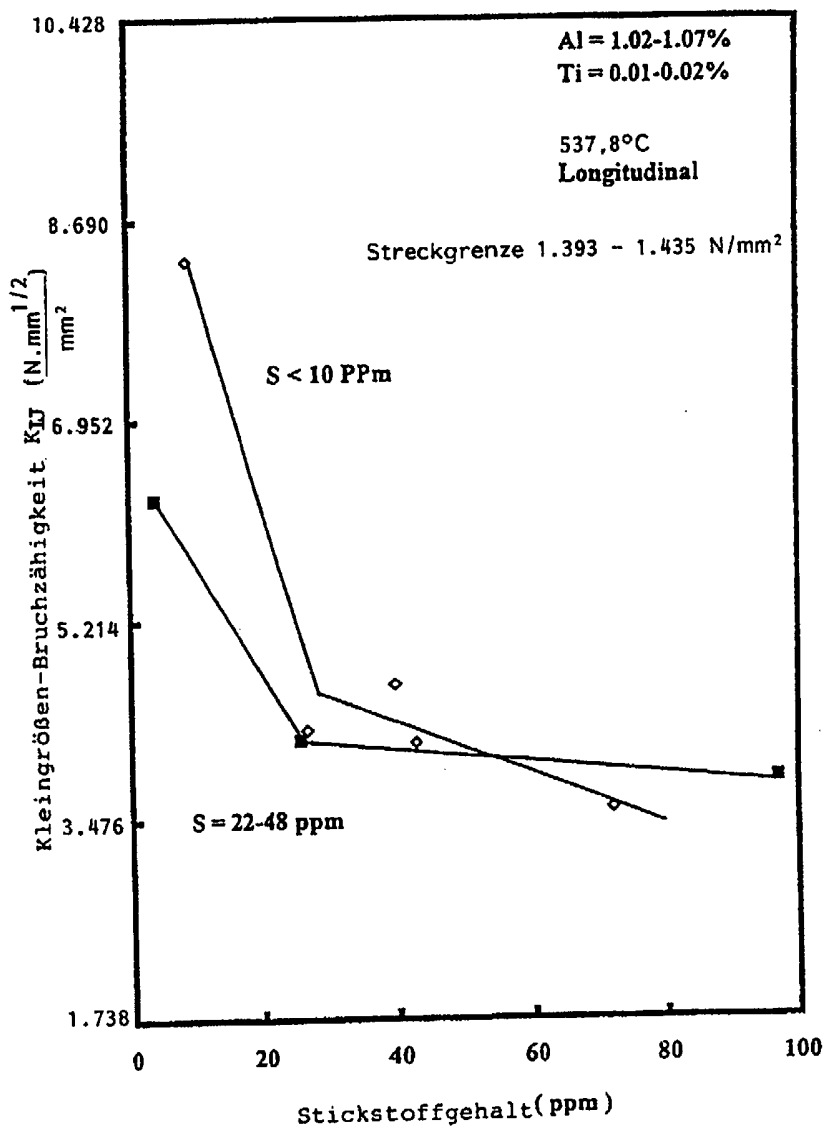


Fig. 3

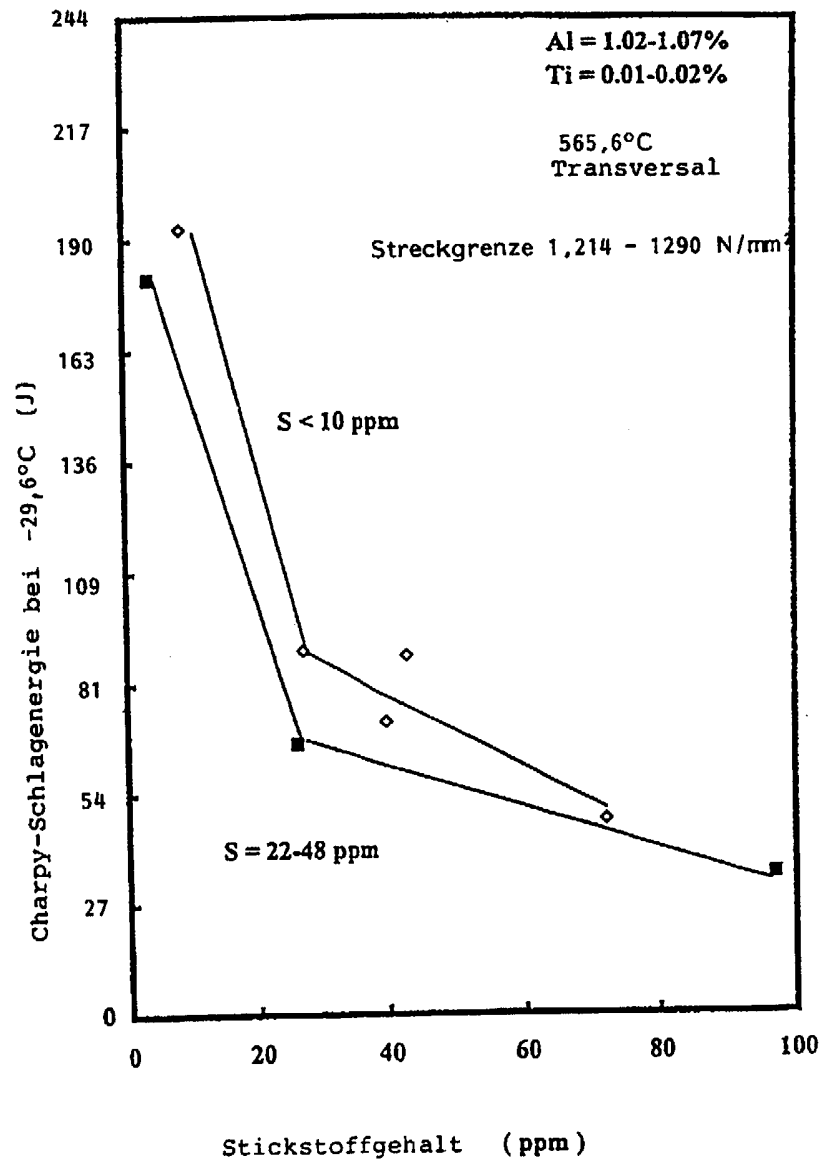


Fig. 4

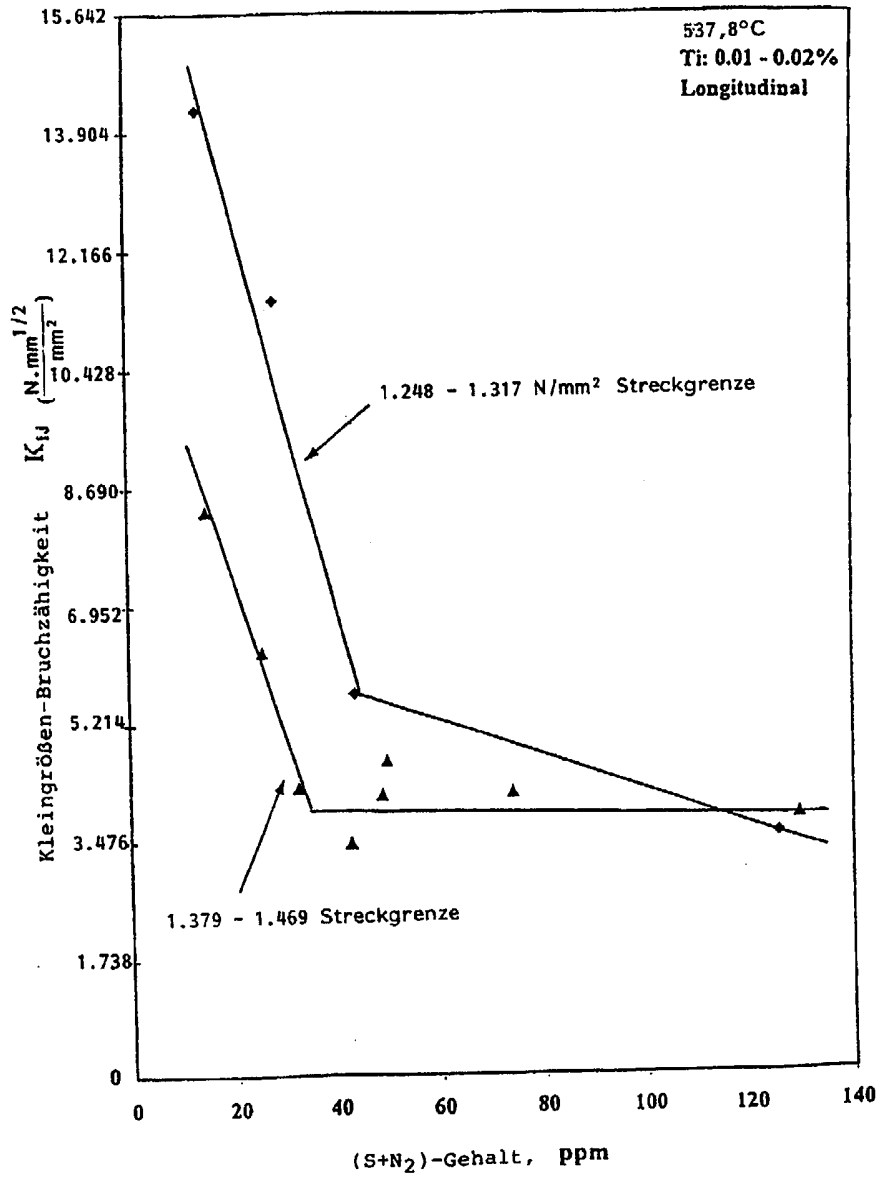


Fig. 5

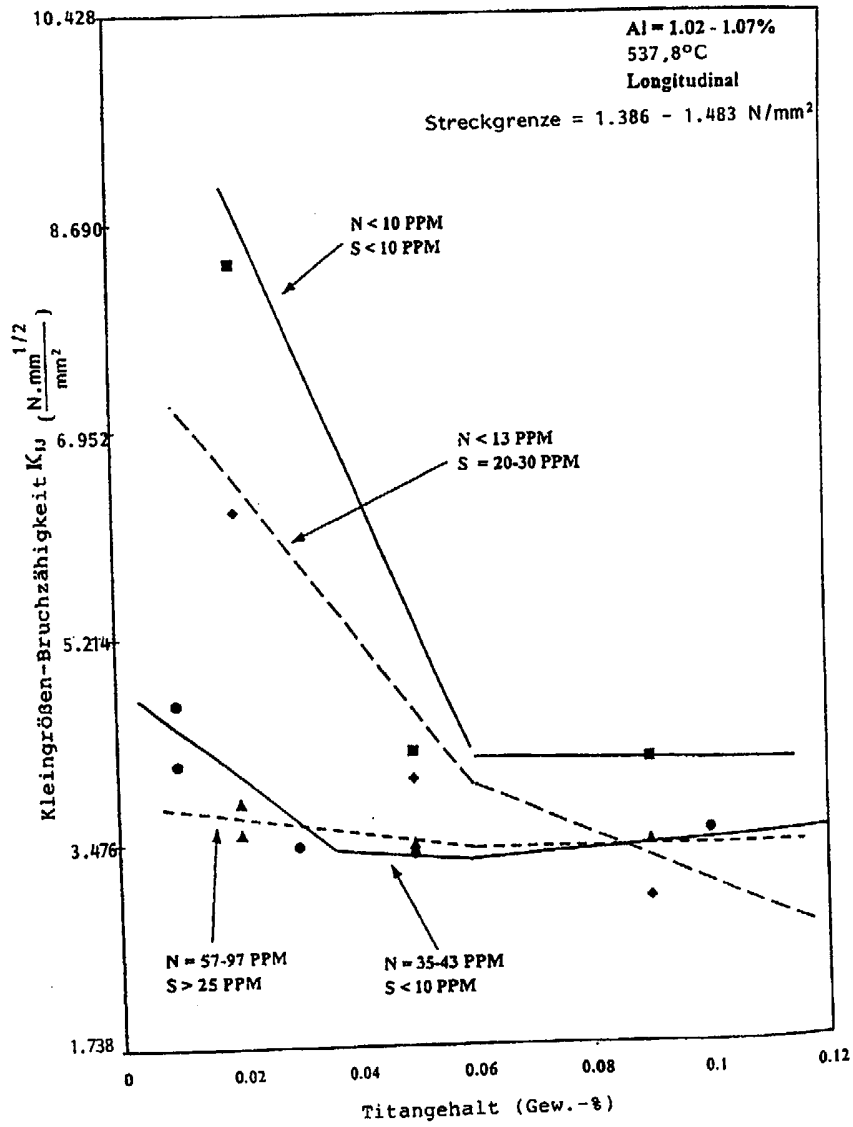


Fig. 6

