

12 **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

21 Anmeldenummer: **89108725.6**

51 Int. Cl. 4: **C22C 38/58**

22 Anmeldetag: **16.05.89**

30 Priorität: **17.05.88 DE 3816743**
17.05.88 DE 3816744
27.02.89 DE 3906029

43 Veröffentlichungstag der Anmeldung:
23.11.89 Patentblatt 89/47

84 Benannte Vertragsstaaten:
AT BE CH DE ES FR GB GR IT LI LU NL SE

71 Anmelder: **Thyssen Edelstahlwerke AG**
Thyssenstrasse 1
D-4000 Düsseldorf(DE)

72 Erfinder: **Gümpel, Paul, Dr.-Ing.**
D-4150 Krefeld
Tackheide 72(DE)
Erfinder: **Heimann, Winfried, Dr.-Ing.**
D-4150 Krefeld
Zur Hainbuche 17(DE)
Erfinder: **Grundmann, Rolf, Dr.-Ing.**
D-4150 Krefeld
Forstwaldstrasse 698(DE)

54 **Korrosionsbeständiger austenitischer Stahl.**

57 Die Erfindung betrifft einen vollaustenitischen Stahl mit
max. 0,04 % C
bis 0,69 % Si
5,4 bis 8,9 % Mn
max 0,01 % S
15,1 bis 30 % Cr
10,1 bis 24,9 % Ni
2,01 bis 7 % Mo
0,31 bis 0,8 % N

Rest Fe einschließlich üblicher Verunreinigungen mit einer 0,2-Dehngrenze von mindestens 350 N/mm² als
Werkstoff für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Anlagenbauteile.

EP 0 342 574 A1

Korrosionsbeständiger austenitischer Stahl.

Die Erfindung betrifft einen vollaustenitischen Stahl als Werkstoff für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Anlagenbauteile.

Neben einer hohen mechanischen Belastung werden solche Bauteile sehr häufig verschiedenen Säuren oder Mischungen verschiedener Säuren ausgesetzt. Es ist daher von großer Bedeutung, daß ein für
5 derartige Teile geeigneter Werkstoff gegen ein möglichst breites Spektrum von verschiedenartigsten Medien beständig ist. Dabei müssen mechanisch und korrosionschemisch hochbelastbare Werkstoffe auch noch einfach zu verarbeiten sein, d.h., sie müssen bei hoher Endfestigkeit gut verformbar, schweißbar und schließlich auch preiswert sein.

Bisher kommen als Werkstoffe für mechanisch und korrosionschemisch stark beanspruchte Teile des
10 Anlagenbaus einmal austenitische und ferritisch-austenitische Stähle und zum anderen Nickelbasislegierungen zum Einsatz. Die mechanische Festigkeit austenitischer Stähle ist bei einer Vielzahl von Anwendungen nicht ausreichend. Nachteilig bei ferritisch-austenitischen Stählen ist ihr ungünstiges Verarbeitungsverhalten, insbesondere beim Warmverformen und beim Schweißen, und ihre teilweise unzureichende Korrosionsbeständigkeit. Nickelbasislegierungen sind für viele Anwendungen zu teuer.

Der Erfindung liegt nun die Aufgabe zugrunde, einen für den eingangs genannten Zweck geeigneten
15 Werkstoff zu finden, der eine hohe 0,2-Dehngrenze bei Raumtemperatur aufweist, dessen Zähigkeit über einen breiten Temperaturbereich erhalten bleibt und der eine hohe Beständigkeit bei einer kombiniert mechanischen und korrosionschemischen Belastung zeigt. So soll der Werkstoff beständig gegen eine Vielzahl verschiedener korrosiver Medien sein. Er soll gut schweißbar, gut warmverformbar und preiswert
20 sein. In der Technik werden beispielsweise Stähle oder Legierungen verlangt, die nicht nur korrosionsbeständig, sondern wegen der hohen mechanischen Beanspruchung auch hochfest und insbesondere auch verschleißbeständig sein müssen. Die Verschleißbeständigkeit läßt sich einerseits durch eine höhere Festigkeit steigern, sie wird andererseits auch durch den Gefügebau und durch die Legierungszusammensetzung beeinflusst.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird erfindungsgemäß ein vollaustenitischer Stahl mit

max. 0,04 % C

0 bis 0,69 % Si

5,4 bis 8,9 % Mn

max. 0,01 % S

30 15,1 bis 30 % Cr

10,1 bis 24,9 % Ni

2,01 bis 7 % Mo

0,31 bis 0,8 % N

Rest Fe einschließlich üblicher Verunreinigungen vorgeschlagen. Ein solcher Stahl hat sich nicht nur in
35 korrosiver Hinsicht als hervorragend geeignet erwiesen, sondern hat mit einer 0,2- Dehngrenze von mindestens 350 N/mm² auch eine sehr gute mechanische Festigkeit.

In einem austenitischen Werkstoff wird mit zunehmendem Mangengehalt die Stapelfehlerenergie abgesenkt, als Folge hiervon werden mehr Stapelfehler gebildet, und bei einer mechanischen Beanspruchung tritt eine starke Verfestigung in der hochbeanspruchten Zone ein. Der Stahl schützt sich sozusagen
40 selbst. Je stärker die Beanspruchung, umso stärker wird das Material in der beanspruchten Zone verfestigt. Tritt gleichzeitig zur mechanischen eine korrosive Beanspruchung auf, so tritt als Schadensmechanismus häufig die sogenannte Erosionskorrosion auf. Auf diesem Mechanismus beruht die Verschleißbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahls.

Um die erwünschte gute Korrosionsbeständigkeit zu gewährleisten, sollte der Stahl einen Kohlenstoffgehalt nur bis max. 0,04 %, vorzugsweise max. 0,03 % enthalten. Der Siliziumgehalt ist bei dem erfindungsgemäßen Stahl auf max. 0,69 % und bevorzugt max. 0,2 % begrenzt.

Eine bevorzugte Zusammensetzung innerhalb des oben angegebenen Bereichs ist:

5
10

	max.	0,03	% C
	max.	0,01	% S
	bis	0,2	% Si
5,4	bis	8,9	% Mn
20,1	bis	26,9	% Cr
16	bis	20	% Ni
3,1	bis	4,9	% Mo
0,31	bis	0,6	% N
Rest Fe einschließlich üblicher Verunreinigungen.			

Dabei können die Gehalte an Chrom auf 23 - 25 %, Nickel auf 16 - 18,5 % und Molybdän auf 2,8 - 4,6 % eingegrenzt werden, um optimale korrosionschemische Eigenschaften zu erzielen.

Zur Verbesserung der Beständigkeit gegenüber Schwefelsäure kann dem erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl 0,1 bis 1,0 % Cu zugesetzt werden.

Soll die 0,2-Dehngrenze des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls auf mindestens 450 N/mm² angehoben werden, wird der Zusatz von 0,01 bis 1,0 % Nb und/oder V vorgeschlagen.

Die Einhaltung der zusätzlichen Bedingung bezüglich des Verhältnisses von Chrom- zu Nickeläquivalent stellt eine deutliche Verbesserung der Schweißbarkeit sicher. Diesbezüglich wird auf Fig. 1 verwiesen, welche die kritische Lochfraßtemperatur in Abhängigkeit der Wirksumme % Cr + 3 (%Mo) + 15 (N%) austenitischer nichtrostender Chrom-Nickel-Molybdän-Stähle mit und ohne Anschmelzen mittels eines WIG-Schweißbrenners in 10 %-iger FeCl₃-Lösung nach ASTM G 48 zeigt. Zum einen ist aus Fig. 1 zu erkennen, daß die kritische Lochfraßtemperatur mit steigender Wirksumme erhöht wird. Darüber hinaus zeigt der Verlauf der unteren Kurve, daß die kritische Lochfraßtemperatur bei herkömmlichen Stählen mit zunehmender Wirksumme nach dem Anschmelzen deutlich abfällt, z.B. bei 40 von rd. 70 °C auf 35 °C. Dagegen zeigen erfindungsgemäße Stähle einen wesentlich geringeren Abfall der kritischen Lochfraßtemperatur beim Anschmelzen, z.B. von 90 °C auf rd. 80 °C. Dies ist ein Hinweis auf die besonders gute Schweißbeignung der erfindungsgemäßen Stähle.

Die Grenzwerte für Kohlenstoff, Chrom, Nickel und Molybdän wurden in erster Linie zur Sicherung der Korrosionsbeständigkeit festgelegt. Für die Festlegung der Grenzwerte von Mangan stand die Stabilisierung des austenitischen Gefüges und die Erhöhung der Löslichkeit für Stickstoff im Vordergrund. Hierfür war die Mindestmenge von 5,4 % erforderlich. Höhere Gehalte als 8,9 % erwiesen sich in verarbeitungstechnischer Hinsicht als ungünstig. Nickel erhöht in den angegebenen Grenzen von 10,1 bis 24,9 %, insbesondere 16,0 bis 18,5 % und vorzugsweise 16 bis 20 % zusätzlich die Beständigkeit gegen Spannungsrißkorrosion. Kupfer verbessert in dem angegebenen Bereich von 0,1 bis 1 % die Korrosionsbeständigkeit in schwefelsäurehaltigen Medien. Stickstoff in der angegebenen Menge von 0,31 bis 0,8 % erhöht die Festigkeit, Austenitstabilität und Korrosionsbeständigkeit. Ein niedriger Gehalt an Silizium nicht über 0,69 % führt zu einer Erhöhung der Gefügestabilität und sichert gute Beständigkeit gegenüber salpetersäurehaltigen Medien.

Durch die Einhaltung niedriger Schwefelgehalte von max. 0,01 % verbunden mit einer gezielten Einförmung des restlichen Schwefels, wird die Korrosionsbeständigkeit erhöht. Erst durch die Summe dieser legierungstechnischen Maßnahmen ist es gelungen, das Korrosionsverhalten des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls gegenüber einer breiten Palette von korrosiv wirkenden Medien günstig zu gestalten. Ein Zusatz von Niob und/oder Vanadium in der Menge von 0,01 bis 1,0 % erhöht die Festigkeit der Stähle. Durch Zusatz beider Elemente kann infolge Ausscheidungshärtung die 0,2-Dehngrenze mindestens um 100 N/mm² angehoben werden. Diese Festigkeitserhöhung wird allerdings durch Einbuße an Zähigkeit und eine gewisse Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit erkauft.

Der erfindungsgemäße Stahl eignet sich besonders für Anlagenbauteile der Zellstoff- und Papierindustrie.

Die korrosionschemische Beanspruchung solcher Bauteile ergibt sich aus den verfahrenstypischen Prozeßschritten beim Aufschluß des organischen Zellulose-Materials, in der Regel harzarmes Holz, welcher hauptsächlich nach dem Sulfat-oder Sulfitprozeß durchgeführt wird.

Da die aufgeschlossene organische Masse zur Papierherstellung noch gebleicht werden muß, existieren viele sogenannte integrierte Zellstoff- und Papierfabriken. Das Sulfat-Verfahren ist eine Weiterentwicklung des älteren Natronverfahrens. Durch Zusatz von Natriumsulfid (Na₂S) erhöht man die Ausbeute des alkalischen Aufschlusses und kann gleichzeitig harzreichere Sorten verwenden. Das benötigte Natriumsulfid erzeugt man in der Anlage aus Natriumsulfat in einer Art Kreisprozeß. Die Kochtemperatur beträgt bis zu

180 °C, der Druck wird mit 1,1 MPa eingestellt. Die Lösung besteht im wesentlichen aus einer ca. 10 %igen Natronlauge mit etwa 35 g/l Natriumsulfid. Aus der verbrauchten Schwarzlauge werden mit einem Zusatz von Natriumsulfat über Eindampfer und Drehrohröfen als Zwischenprodukt Natriumcarbonat + Natriumsulfid erschmolzen. Nach Auflösung und Reaktion mit Ätzkalk (CaO) wird Soda (Natriumsulfat) wieder zum Einsatzstoff Natriumhydroxid. Daneben fällt der obengenannte Zusatzstoff Natriumsulfid an.

Der Sulfit-Aufschluß wird mit einer sauren Calciumbisulfit-Lösung $\text{Ca}(\text{HSO}_3)_2$ durchgeführt. Dazu wird Schweflige Säure mit Kalkmilch unter Zusatz von Schwefeldioxid und Bisulfitlauge umgesetzt. Bei Temperaturen um 150 °C und Drücken bis zu 0,6 MPa wird die Zellstruktur des Holzes aufgelöst. Durch die freie Schweflige Säure liegt der pH-Wert der Reaktion sehr niedrig. Das Entfernen der natürlichen und aus Recyclingmaterial eingeschleppten synthetischen Farbstoffe erfolgt in den Bleichkolonnen. Auf die Chlorbehandlung erfolgt die Extraktion von Alkalirückständen. Danach schließt sich der Hypochlorid-Prozeß an, gefolgt von der Chloridoxidbehandlung zur Entfernung der letzten Farbreste.

Zusammengefaßt lassen sich die korrosiven Bedingungen in einer intergrierten Zellstoff- und Papieranlage wie folgt beschreiben:

Von verunreinigten Kühlwässern bis zu geschmolzenen Salzen, von oxidierenden Bleichlösungen bis zu reduzierenden Aufschlußmitteln und von starker Schwefelsäure bis zu heißen konzentrierten Alkalilaugen. Unter dem Einfluß von Umweltregulativen wird den Papiermühlen zudem noch eine abwasserarme Fahrweise, also Kreislauffahrweise, aufgezwungen, die die Korrosivität des Prozesses durch Anreicherung von Chloriden und Oxidantien weiter erhöht.

Als Beispiel kann die Zusammensetzung einer Chlorungs-Lösung dienen. 1700 ppm bis max. 4000 ppm Chlorid, 90 bis max. 500 ppm Chlor, pH von 1,5 bis 3, Temperatur ca. 40 °C. Die durchschnittlichen Gehalte einer Chlordioxid-Lösung werden angegeben mit 500 ppm (= 200 ppm Chlor), einem pH von 3,8 und einer Temperatur von 65 °C.

Das Kernproblem in den Bleichprozessen ist das Zusammenwirken von oxidierend wirkenden Substanzen mit Chloriden bei niedrigen pH-Werten und angehobenen Temperaturen. Generell müssen die für die Anlagenkomponenten eingesetzten Werkstoffe gegen Lochfraß-, Spalt- und Spannungsrißkorrosion beständig sein. Dies gilt insbesondere auch für die Werkstoffe im geschweißten Zustand. Beispiele für Anlagenteile sind:

Teile, die bei erhöhten Temperaturen mit Chlor, Chlordioxid, Chloriden und Hypochloriden beaufschlagt werden, Laugenverdampfer bzw. -erhitzer, Sulfit-Aufschlußbehälter, Behälter-Auskleidung und-Einbauten, wie Hauben, Böden, Träger, Sprühdüsen, Rohre, Aufgaberutschen, Ventilatoren, Abgaswäscherteile, Komponenten für die Tallöherstellung, Zykclone für Sulfitlaugeineindampfer, Rückgewinnungsanlagenteile, Wäscher für Bleichkolonnen.

Der erfindungsgemäße Stahl ist aber auch besonders geeignet für Bauteile von Anlagen oder Vorrichtungen zur Förderung, Lagerung und zum Transport von Öl oder Gas, z.B. für Rohrleitungen, Pumpengestände, Förder- oder Lagereinrichtungen sowie Transportbehälter, wie Tank- oder Kesselwagen. Bisher kamen als Werkstoffe für solche mechanisch und korrosionschemisch stark beanspruchte Bauteile einmal ferritisch-austenitische Stähle zum Einsatz. (Erdöl, Erdgas, Kohle -Fördertechnik 102, Juni 1986, Heft 6, S. 289/94). Nachteilig bei ferritisch-austenitischen Stählen ist ihr ungünstiges Verarbeitungsverhalten, insbesondere beim Warmverformen und beim Schweißen, und ihre teilweise unzureichende Korrosionsbeständigkeit.

Ferner kommt ein Einsatz erfindungsgemäßer vollaustenitischer Stähle für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Anlagenbauteile von Rauchgasreinigungsanlagen, Abwasser-Aufbereitungsanlagen und von Einrichtungen zum Fördern, Transportieren und Lagern kontaminierter Schlämme in Betracht. Unter "Abwasser-Aufbereitungsanlagen" werden auch solche verstanden, in denen Schlämme aufbereitet werden. Anhand von Vergleichsversuchen wurde die Eignung der erfindungsgemäßen Stähle gegenüber bekannten nachgewiesen. Die Ergebnisse dieser Versuche werden im folgenden mitgeteilt.

Tafel 1 enthält die Zusammensetzung von Vergleichslegierungen Nr. 1 bis 8 und von zehn erfindungsgemäßen Stählen Nr. 9 bis 18. Die Proben wurden verschiedenen Korrosionstests unterworfen. Die Ergebnisse sind in den Figuren 2 bis 6 dargestellt.

Fig. 2 zeigt die Grenztemperatur für die Beständigkeit gegenüber Lochfraß in einer 10 %igen $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ -Lösung nach einer Prüfdauer von 244 Stunden. Deutlich zu erkennen ist aus Fig. 2 die hohe Beständigkeit des erfindungsgemäßen Stahls Nr. 18, bei der die Grenztemperatur gegenüber dem Prüfmedium bei rd. 90 °C lag.

Eine ähnlich gute Beständigkeit wurde lediglich von den Vergleichsstählen 6 und 7 mit rd. 6 % Molybdän und von der Nickellegierung Nr. 8 erreicht.

Fig. 3 bis 5 zeigen eine Darstellung einer Versuchsanordnung zur Simulation der Korrosionsbedingungen in Bleichanlagen in Draufsicht (Fig. 3), im Längsschnitt (Fig. 4) und perspektivisch (Fig. 5). Mittels dieser Prüfeinrichtung gewonnene Versuchsergebnisse sind in Fig. 6 dargestellt. Dabei zeigt sich überr-

schenderweise, daß der erfindungsgemäße Stahl Nr. 18 ein deutlich besseres Korrosionsverhalten zeigt als die Legierungen 6 und 7, und daß er auch die Nickellegierung Nr. 8 noch übertrifft. Dieses Werkstoffverhalten in einer anwendungsbezogenen Prüflösung ist überraschend, da bei einer allgemein üblichen Prüfung auf Chloridbeständigkeit dieser Unterschied nicht hervorgetreten ist.

5 **Tafel 2** enthält die Zusammensetzung von 11 Vergleichslegierungen Nr. 1 bis 11, und von neun erfindungsgemäßen Stählen Nr. 12 bis 20. Die Proben Nr. 1 bis 20 wurden verschiedenen Korrosionstests unterworfen. Die Ergebnisse sind in den Figuren 7 bis 11 grafisch dargestellt.

10 **Fig. 7** zeigt die Grenztemperaturen für die Lochfraßbeständigkeit verschiedener Stähle in drei chloridhaltigen Medien, nämlich einer 3 % NaCl-Lösung bei 950 mV_H, in 10 % FeCl₃.6H₂O und schließlich in synthetischem Rauchgaskondensat (7 Vol-% H₂SO₄, 3 Vol-% HCl) nach einer Prüfdauer von 24 h. Deutlich zu erkennen ist aus Fig. 7 die Überlegenheit der erfindungsgemäßen Stähle Nr. 12, 14, 15, 17 und 18, bei denen die Grenztemperatur gegenüber allen drei chloridhaltigen Medien über 60 °C lag. Lediglich der Vergleichsstahl Nr. 7 konnte hier in etwa mithalten. Bei allen übrigen Vergleichslegierungen liegt die Grenztemperatur bei 55 °C und darunter.

15 **Fig. 8** zeigt die Grenztemperaturen für die Spaltkorrosionsbeständigkeit verschiedener Stähle bei der Prüfung in 10 % FeCl₃.6H₂O (Spaltbedingungen entsprechend der MTI-Vorschrift). Die Prüfdauer betrug wiederum 24 h. Aus Fig. 8 geht deutlich die Überlegenheit der erfindungsgemäßen Stähle Nr. 13, 17 und 18 hervor. Gleich gut verhielten sich der Vergleichsstahl 7 und die Vergleichs-Nickellegierung 11.

20 **Fig. 9** dokumentiert für die Legierung Nr. 15 das Korrosionsverhalten im Huey-Test (65 % Salpetersäure). Auch nach 15 Kochungen war noch kein Anstieg des Massenverlustes der Probe festzustellen.

Fig. 10 enthält die Ergebnisse der Prüfung von Proben in Schwefelsäure. Nach einer Prüfdauer von 24 h wurde die Massenverlustrate in g/h . m² ermittelt. Die erfindungsgemäßen Stähle verhielten sich dabei am besten.

25 In **Fig. 11** ist der Einfluß der Belastung auf die Standzeit verschiedener Stähle in einer NACE-Prüflösung (5 % NaCl + 0,5 % Essigsäure, gesättigt an H₂S) bei konstanter Belastung für die zum Stand der Technik gehörenden Legierungen Nr. 3, 5 und 10 sowie für den erfindungsgemäßen Stahl Nr. 12 dargestellt. Die Prüfung erfolgte bei Raumtemperatur. Ermittelt wurde die Standzeit in h bei einer vorgegebenen Belastung. Ein an einem Meßpunkt angebrachter Pfeil bedeutet, daß die Messung ohne Bruch abgebrochen wurde. Die Überlegenheit des erfindungsgemäßen Stahls Nr. 12 gegenüber den anderen bekannten ist aus Fig. 11 deutlich erkennbar. Bei einer Belastung über 500 N/mm² wurde nach 30 einer Standzeit von 750 h kein Bruch beobachtet und der Versuch abgebrochen. Eine gleiche Standzeit hielt eine Probe der Legierung Nr. 5 nur unter einer wesentlich niedrigeren Belastung von 350 N/mm² aus. Bei höherer Belastung von 500 N/mm² betrug die Standzeit einer Probe aus der Vergleichslegierung Nr. 5 nur 200 h.

35

40

45

50

55

EP 0 342 574 A1

Tafel 1:

Legierungsgehalt in Massen-%											
Leg.-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N	Nb
1	.023	.49	1.62	.019	.003	21.91	3.05	5.38	.08	.12	
2	.016	.18	1.40	.021	.003	17.83	4.07	13.50	.17	.16	
3	.019	.12	1.56	.020	.003	20.22	4.57	24.25	1.33	.08	
4	.010	.22	1.53	.018	.003	27.21	3.34	31.40	1.21	.12	
5	.005	.36	.29	.0018	.006	28.73	2.40	3.87			.43
6	.010	.33	.82	.019	.003	20.80	6.15	25.10	.90	.19	
7	.021	.35	.54	.016	.003	19.90	6.28	17.97	.76	.21	
8	.009	.04	.24	.009	.005	22.25	8.25	63.10			3.55
9	.027	.63	5.49	.013	.007	24.46	3.21	16.83		.46	.16
10	.020	.62	5.79	.010	.006	23.14	3.27	16.53		.39	.22
11	.040	.61	7.36	.005	.003	26.23	2.87	17.17		.55	.20
12	.025	.07	5.87	.007	.003	24.05	4.51	17.56		.44	
13	.015	.06	6.38	.008	.004	23.96	4.54	17.85		.39	
14	.027	.03	5.83	.006	.003	24.69	4.56	18.03		.41	
15	.029	.07	8.23	.005	.003	24.42	4.42	17.32		.54	.28
16	.018	.11	6.90	.006	.006	24.82	4.47	17.40	.63	.45	.01
17	.025	.14	6.90	.007	.005	23.70	4.47	17.61	.63	.46	.01
18	.015	.03	6.05	.015	.003	24.70	4.45	17.9	.11	.45	.01
Leg. Nr. 1 - 8: Vergleichslegierungen											
Leg. Nr. 9 - 18: Erfindungsgemäße Stähle											

30

35

40

45

50

55

5

Tafel 2

Legierungsgehalt in Massen-%

10

Leg.-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N	Nb	V
2. 1	0,014	0,44	4,59	0,017	0,003	20,53	3,22	15,28		0,27	0,19	
2. 2	0,018	0,47	4,58	0,018	0,007	19,51	3,18	15,83		0,25	0,18	
2. 3	0,016	0,46	1,37	0,032	<0,003	17,46	2,71	13,46				
2. 4	0,012	0,16	1,41	0,025	<0,003	17,50	4,56	13,55		0,160		
2. 5	0,026	0,55	1,56	0,030	<0,003	22,08	3,12	5,39		0,120		
2. 6	0,014	0,49	1,25	0,023	<0,003	25,37	2,29	24,27		0,138		
2. 7	0,021	0,35	0,54	0,016	<0,003	19,90	6,28	17,97	0,76	0,21		
2. 8	0,019	0,12	1,56	0,020	<0,003	20,22	4,57	24,25	1,33	0,077		
2. 9	0,010	0,22	1,53	0,018	<0,003	27,21	3,34	31,40	1,21	0,121		
2. 10	0,009	0,38	0,22	0,023	0,007	28,29	2,36	3,87		0,015	0,41	
2. 11	0,009	0,04	0,24	0,009	0,005	22,25	8,52	63,10			3,55	
2. 12	0,027	0,63	5,49	0,013	0,007	24,46	3,21	16,83		0,46	0,16	
2. 13	0,020	0,62	5,79	0,010	0,006	23,14	3,27	16,53		0,39	0,22	
2. 14	0,040	0,61	7,36	0,005	0,003	26,23	2,87	17,17		0,55	0,20	
2. 15	0,025	0,07	5,87	0,007	0,003	24,05	4,51	17,56		0,44		
2. 16	0,015	0,06	6,38	0,008	0,004	23,96	4,54	17,85		0,31		
2. 17	0,027	0,03	5,83	0,006	0,003	24,69	4,56	18,03		0,41		
2. 18	0,029	0,07	8,23	<0,005	0,003	24,42	4,42	17,32		0,54	0,28	
2. 19	0,018	0,11	6,90	0,006	0,006	24,82	4,47	17,40	0,63	0,45	0,01	0,01
2. 20	0,025	0,14	6,90	0,007	0,005	23,70	4,47	17,61	0,63	0,46	0,01	0,02

50

55 **Ansprüche**

1. Korrosionsbeständiger austenitischer Stahl mit einer 0,2-Dehngrenze von mindestens 350 N/mm², der folgende Elemente (in Masse-%) enthält:

EP 0 342 574 A1

5

	max.	0,04	% C
	bis	0,69	% Si
5,4	bis	8,9	% Mn
	max.	0,01	% S
15,1	bis	30	% Cr
10,1	bis	24,9	% Ni
2,01	bis	7	% Mo
0,31	bis	0,8	% N
Rest Fe einschließlich üblicher Verunreinigungen.			

10

2. Stahl nach Anspruch 1, jedoch mit max. 0,03 % C.
 3. Stahl nach Anspruch 1, jedoch mit max. 0,2 % Si.
 4. Stahl mit

15

20

	max.	0,03	% C
	max.	0,01	% S
	bis	0,2	% Si
5,4	bis	8,9	% Mn
20,1	bis	26,9	% Cr
16	bis	20	% Ni
3,1	bis	4,9	% Mo
0,31	bis	0,6	% N
Rest Fe einschließlich üblicher Verunreinigungen.			

25

30

5. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 3, jedoch mit 23 bis 25 % Cr, 16 bis 18,5 % Ni und 2,8 bis 4,6 % Mo.
 6. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 5, der zur Erhöhung der Beständigkeit gegen Schwefelsäure zusätzlich noch 0,1 bis 1 % Cu enthält.
 7. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 6, der zur Erhöhung der 0,2-Dehngrenze auf Werte von über 450 N/mm² zusätzlich noch 0,01 bis 1,0 % Nb und/oder V enthält.
 8. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 7, der zur Verbesserung der Schweißbarkeit die Bedingung

35

40

$$1,05 \leq \frac{Cr_{\lambda_{\text{qui}}}}{Ni_{\lambda_{\text{qui}}}} \leq 1,25$$

45

mit $Cr_{\lambda_{\text{qui}}} = \% Cr + 1,37 (\% Mo) + 1,5 (\% Si) + 2 (\% Nb) + 3 (\% Ti)$
 und $Ni_{\lambda_{\text{qui}}} = \% Ni + 0,31 (\% Mn) + 22 (\% C) + 14,2 (\% N) + Cu$ erfüllt.

50

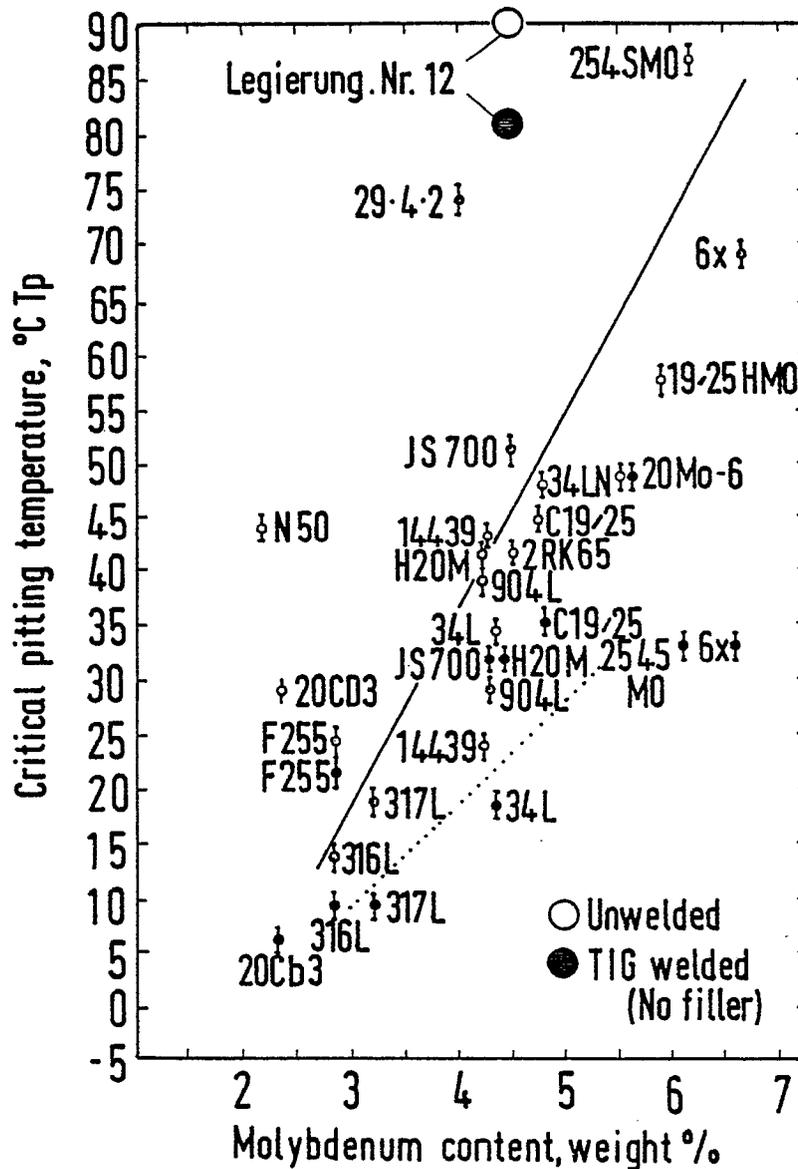
9. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 8 für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Anlagenbauteile der Zellstoff- und Papierindustrie.
 10. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 8 für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Bauteile für Anlagen oder Vorrichtungen zur Förderung, Lagerung und zum Transport von Öl oder Gas.
 11. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 8 für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Bauteile von Rauchgasreinigungsanlagen und Abwasser-Aufbereitungsanlagen.
 12. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 8 für korrosionschemisch und mechanisch stark beanspruchte Bauteile von Förder-, Transport- und Lagereinrichtungen für kontaminierte Schlämme.

55



neu eingereicht / Newfy filed
Nouvellement déposé

Fig. 1



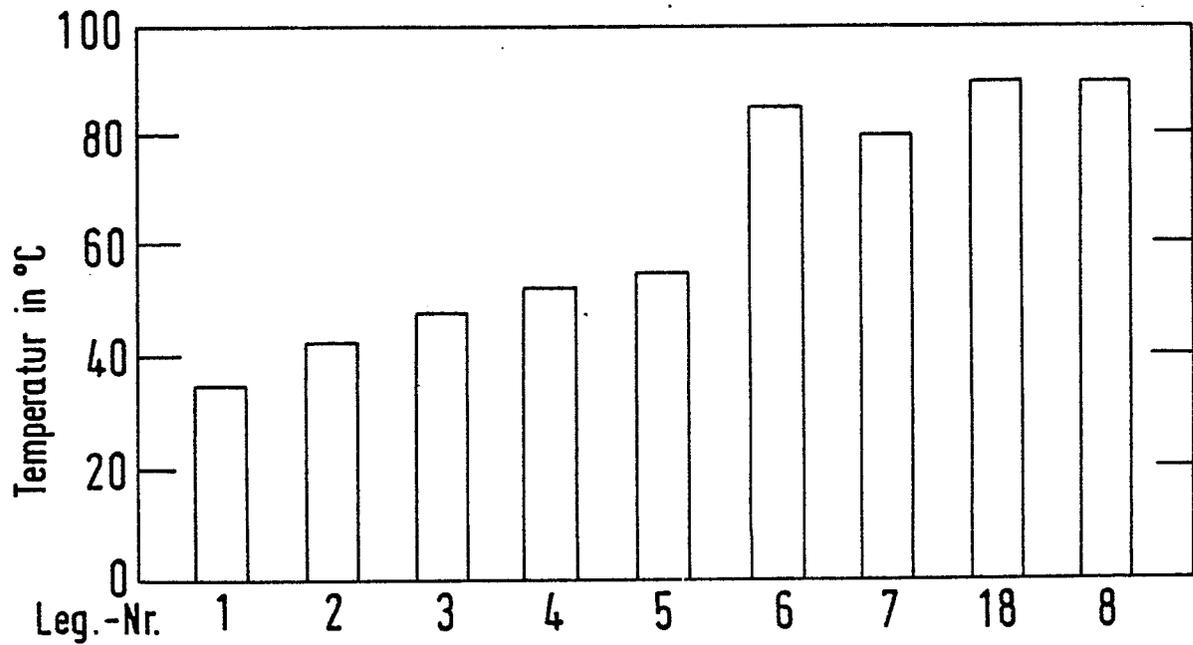
Kritische Lochfraßtemperatur von einigen nichtrostenden Stählen in einer 10%igen FeCl₃·6H₂O-Lösung im ungeschweißten Zustand und mit einer Aufschmelznaht (WIG-Naht ohne Zusatz) in Abhängigkeit vom Molybdängehalt 1)

1) Garner, A.: NIDI Technical Series No 10 006

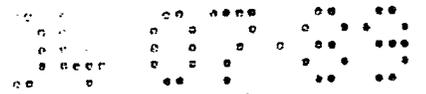


www.dunlop.com
Management Office

Fig. 2

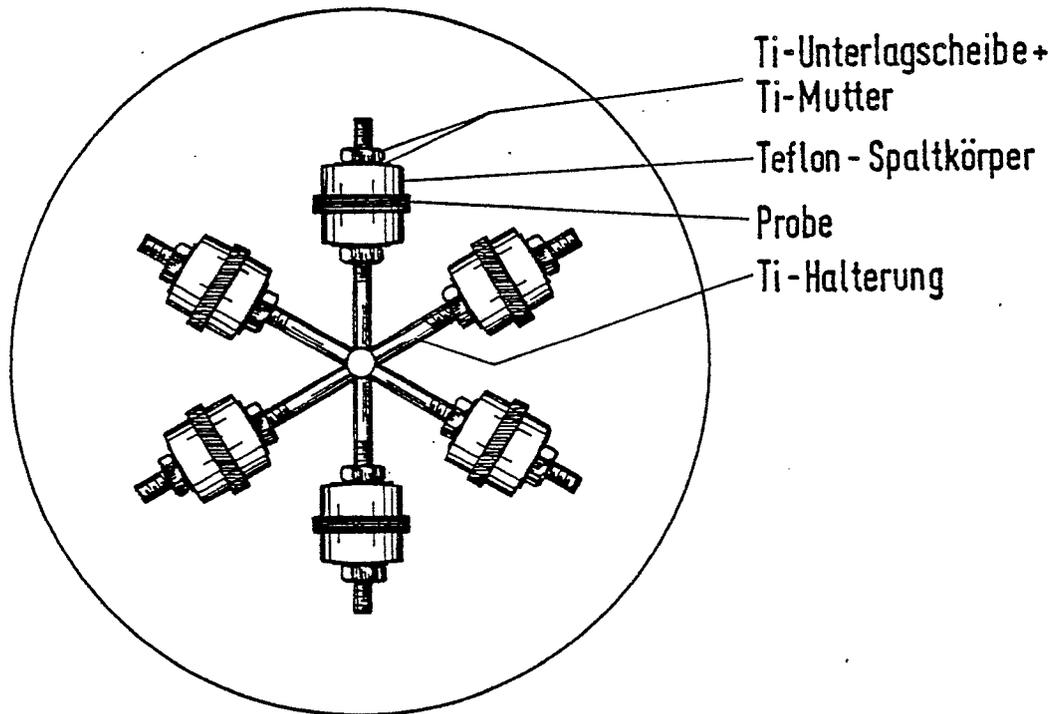


Grenztemperatur für die Lochfraßbeständigkeit in einer 10% igen
FeCl₃-Lösung, Prüfdauer: 24 h



Neu eingereicht / Newly filed
Nouvellement déposé

Fig. 3

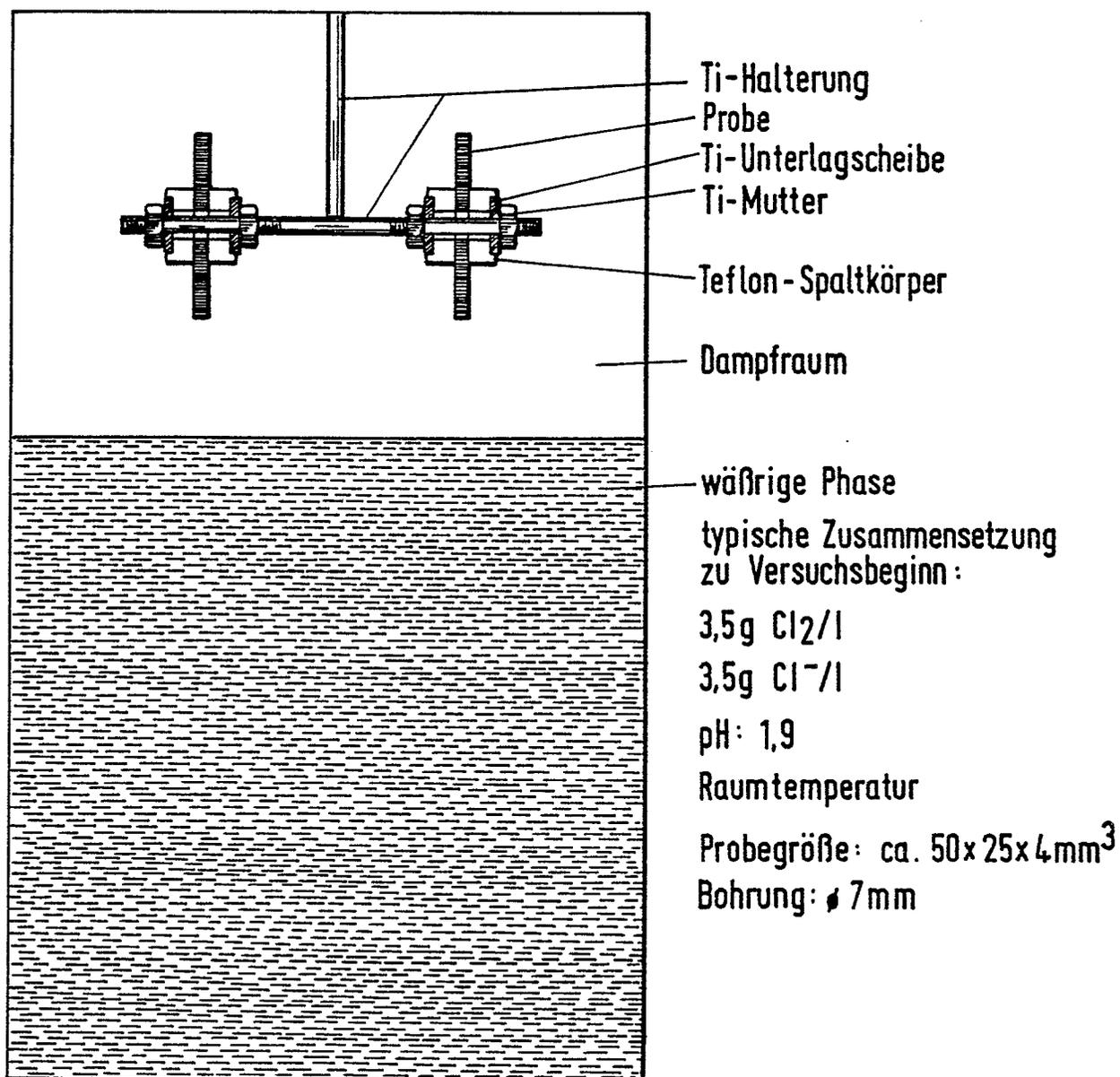




Neu eingetragenes Patent
Neu eingetragen

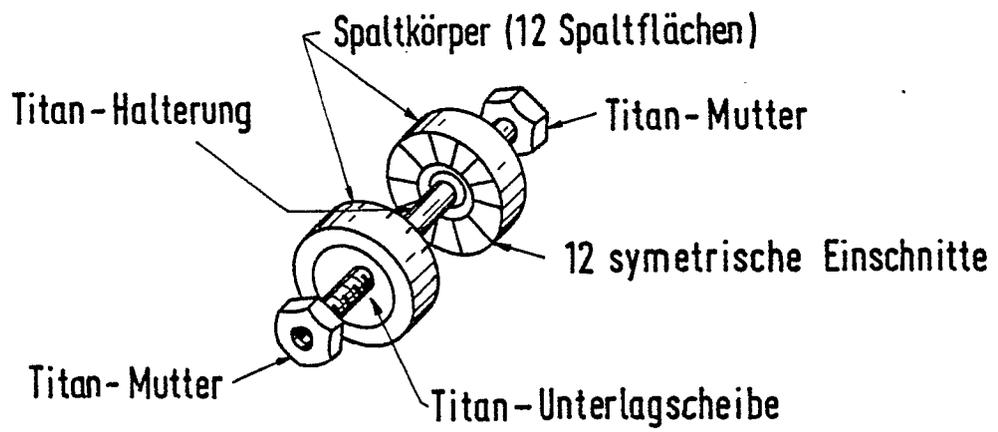
Fig. 4

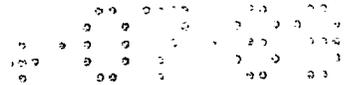
Längsschnitt durch die Versuchsanordnung



Teilzeichnung 1110/1112
Nur zum Anfertigen

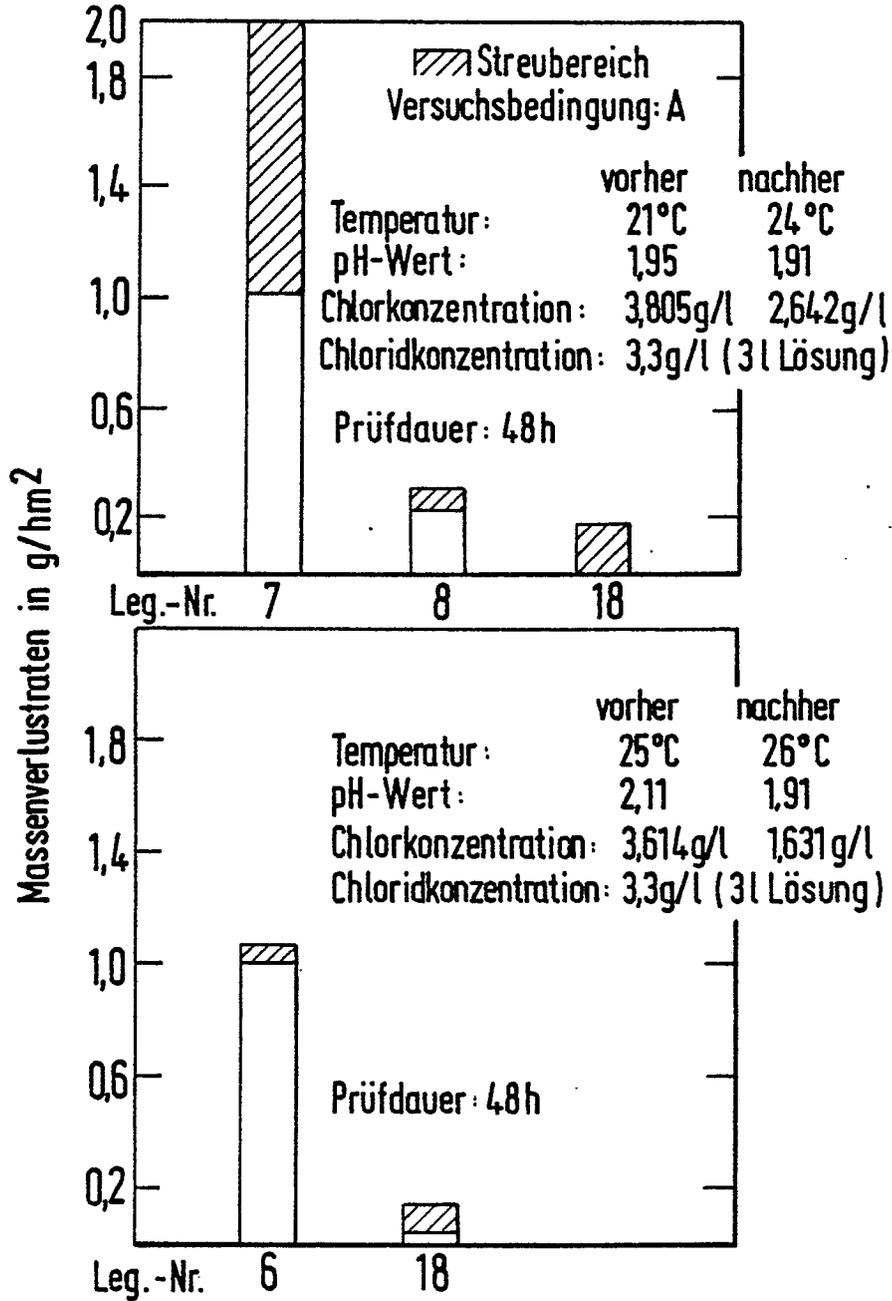
Fig. 5





Neu eingereicht / Newly filed
Nouvellement déposé

Fig. 6

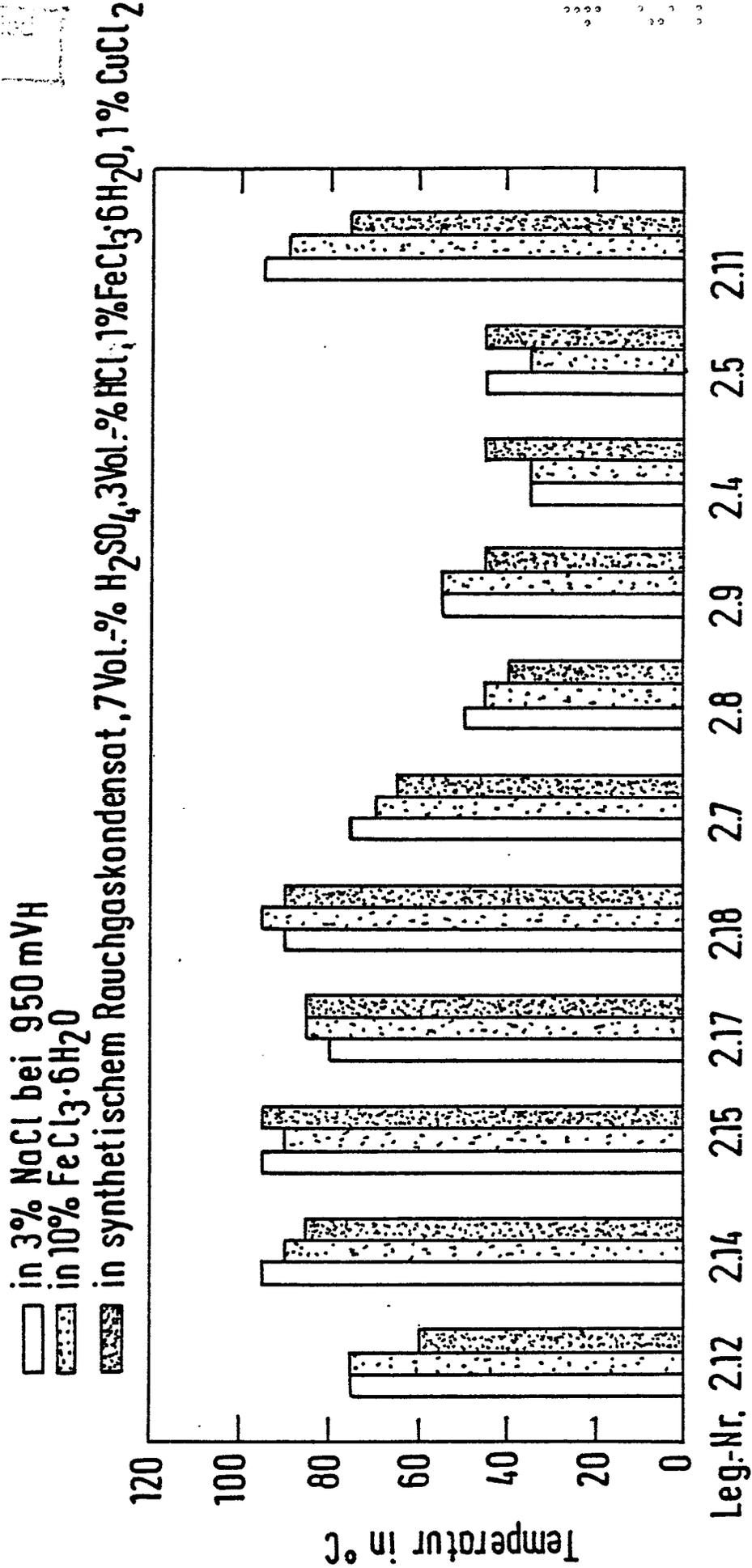


Verhalten der Versuchswerkstoffe unter anwendungsbezogenen Prüfbedingungen

Notungo- och förnyat
 Huvudkontrollsystem

2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20 21 22 23 24 25 26 27 28 29 30 31 32 33 34 35 36 37 38 39 40 41 42 43 44 45 46 47 48 49 50 51 52 53 54 55 56 57 58 59 60 61 62 63 64 65 66 67 68 69 70 71 72 73 74 75 76 77 78 79 80 81 82 83 84 85 86 87 88 89 90 91 92 93 94 95 96 97 98 99 100

Fig. 7



Grenztemperaturen für die Lochfraßbeständigkeit verschiedener Stähle in drei chloridhaltigen Medien, Prüfdauer: 24 h



eingereicht / Newy filed
Nouvellement déposé

Massenverlustrate im g/m^2h

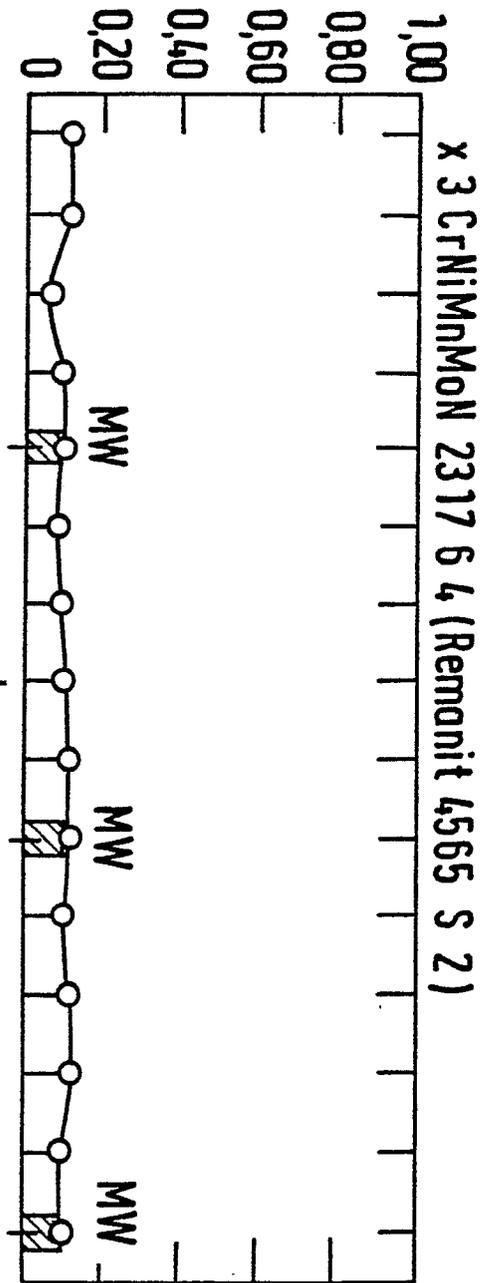
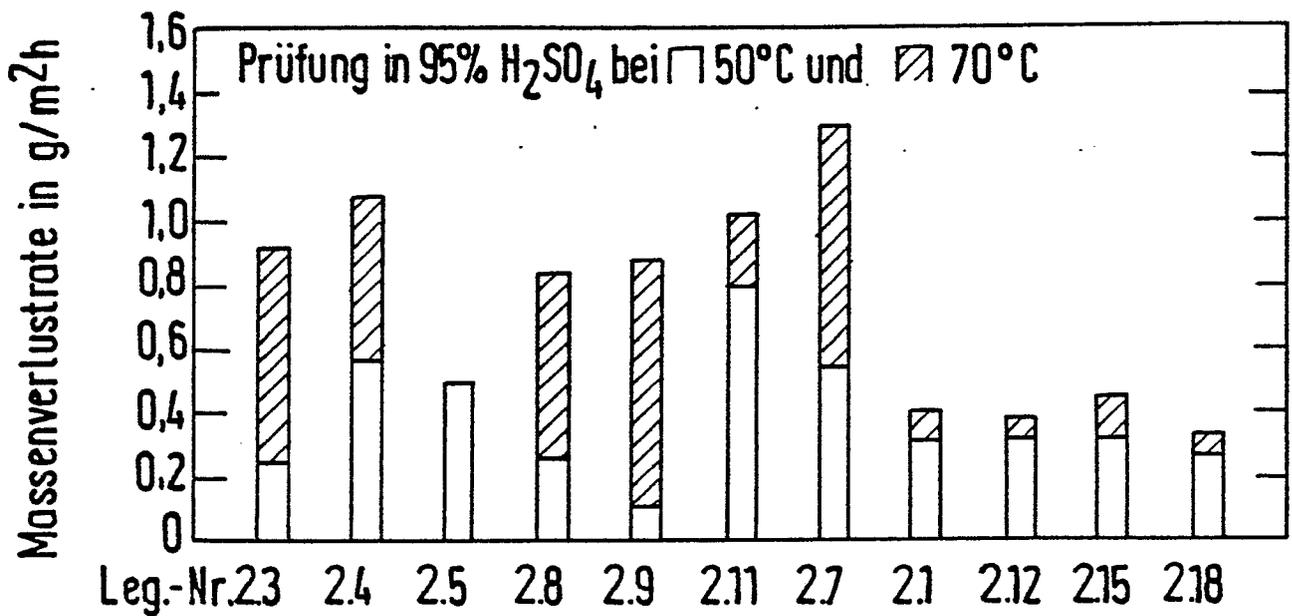


Fig. 9

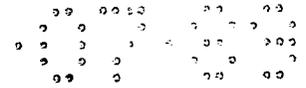
Korrosionsverhalten der Legierung Nr.215 bei der Prüfung im Huey-Test

Neu eingetragen in der Pat. Z.
Nouvellement déposé

Fig. 10

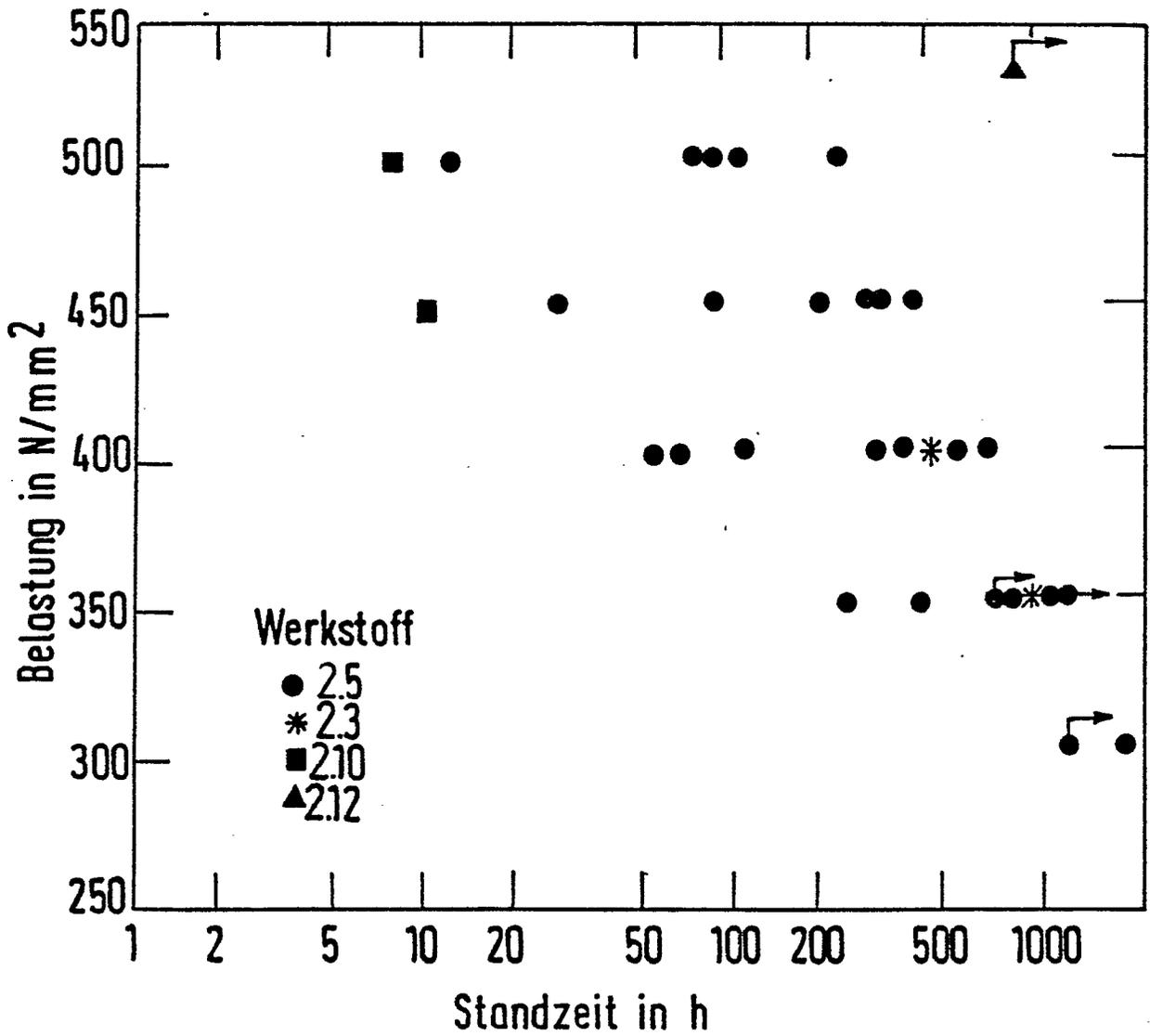


Vergleich des Korrosionsverhaltens verschiedener
Stähle
Prüfdauer: 24 h



Neu eingetragenes Patent
 Neuveröffentlicht

Fig.11





EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl.4)
X	EP-A-0 142 015 (NYBY UDDEHOLM AB) * Ansprüche 1,3,7; Seite 9, Tabelle 2: "Material strength values" * ---	1	C 22 C 38/58
X	US-A-4 302 247 (ABE et al.) * Ansprüche 1-6 * ---	1,2,7	
X	US-A-3 201 233 (HULL) * Ansprüche 1-11 * ---	1,7	
Y	GB-A-1 295 889 (GEBR. BÖHLER & CO. AG) * Ansprüche 1,2 * DE-A-1 950 932 ---	1,6	
Y	DE-B-1 214 005 (STAHLWERKE SÜDWESTFALEN AG) * Ansprüche 1,3,4; Zeilen 3,4; Tabelle 2 * & GB-A-1 142 582 & FR-A-1 466 926 ---	1,6,7	
Y	DE-B-1 194 587 (PHOENIX RHEINROHR AG) * Ansprüche 1,3,4 * ---	1,7	
Y	DE-B-1 205 289 (PHOENIX RHEINROHR AG) * Ansprüche 1,2 * ---	1,7	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl.4)
X	GB-A-2 087 427 (STAHLWERKE ROCHLING-BURBACH GmbH) * Ansprüche 1,2 * -----	1,7	C 22 C 38/58
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 29-08-1989	Prüfer LIPPENS M.H.
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	
X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur			