



SCHWEIZERISCHE EIDGENOSSENSCHAFT
BUNDESAMT FÜR GEISTIGES EIGENTUM

⑤① Int. Cl.³: C 22 C 38/32

Erfindungspatent für die Schweiz und Liechtenstein

Schweizerisch-liechtensteinischer Patentschutzvertrag vom 22. Dezember 1978

⑫ **PATENT SCHRIFT** A5

⑪

642 109

②① Gesuchsnummer:	13193/78	⑦③ Inhaber:	Thyssen Edelstahlwerke AG, Krefeld (DE)
②② Anmeldungsdatum:	27.12.1978		
③③ Priorität(en):	27.12.1977 DE 2758330	⑦② Erfinder:	Helmut Brandis, Krefeld (DE) Hans-Hermann Weigand, Tönisvorst 2 (DE) Wolfgang Spyra, Krefeld (DE)
②④ Patent erteilt:	30.03.1984		
④⑤ Patentschrift veröffentlicht:	30.03.1984	⑦④ Vertreter:	E. Blum & Co., Zürich

⑤④ **Schnellarbeitsstahl.**

⑤⑦ **Der Stahl besteht aus:**

0,7 bis 1,7 % C
0,01 bis 0,08 % N
0,02 bis 1,5 % B
0,01 bis 1,5 % Si
0,01 bis 1,0 % Mn
5,0 bis 15,0 % Co
3,0 bis 7,0 % Cr
13,0 bis 20,0 % Mo
0 bis 10,0 % W
0 bis 5,0 % V
0,02 bis 2,0 % Nb und/oder Ta
Rest Fe

Der Stahl ist hochverschleissfest, rostbeständig, weist eine grosse Warmfestigkeit und Anlassbeständigkeit auf. Es ist insbesondere für Kalt- und Warmarbeitswerkzeuge sowie für Verschleisstteile verwendbar.

PATENTANSPRÜCHE

1. Hochverschleissfester rostbeständiger Stahl mit grosser Warmfestigkeit und Anlassbeständigkeit für Kalt- und Warmarbeitswerkzeuge sowie für Verschleisssteile, bestehend aus:

0,7 bis 1,7 % C
0,01 bis 0,08 % N
0,02 bis 1,5 % B
0,01 bis 1,5 % Si
0,01 bis 1,0 % Mn
5,0 bis 15,0 % Co
3,0 bis 7,0 % Cr
13,0 bis 20,0 % Mo
0 bis 10,0 % W
0 bis 5,0 % V
0,02 bis 2,0 % Nb und/oder Ta
Rest Fe

2. Stahl nach Anspruch 1, gekennzeichnet durch:

0,9 bis 1,6 % C
0,01 bis 0,08 % N
0,02 bis 0,5 % B
0,01 bis 1,4 % Si
0,01 bis 0,5 % Mn
10,0 bis 14,0 % Co
3,0 bis 7,0 % Cr
15,0 bis 19,0 % Mo
0,5 bis 1,5 % V
0,05 bis 1,0 % Nb und/oder Ta
Rest Fe

mit der Massgabe, dass die Beziehung

$$1,3 < C_{\text{eff}} < 1,1 \cdot C_{\text{st0}} < 2$$

erfüllt ist.

3. Verwendung des Stahls nach Anspruch 1 zur Herstellung von Halbzeug und Teilen, dadurch gekennzeichnet, dass ein giesstechnisches oder pulvermetallurgisches Vorgehen erfolgt.

4. Verwendung nach Anspruch 3 mittels eines giesstechnischen Vorgehens, dadurch gekennzeichnet, dass die Herstellung mittels eines Stranggiessens erfolgt.

5. Verwendung nach Anspruch 3 mittels eines pulvermetallurgischen Vorgehens, dadurch gekennzeichnet, dass die Herstellung mittels eines Drucksinterns erfolgt.

6. Verwendung nach Anspruch 5, dadurch gekennzeichnet, dass dem Ausgangspulver Hartstoffe wie Fe_3Mo_2 , CoMo , Fe_3W_2 , TiC , WC , TaC oder TiN zugegeben werden.

7. Verwendung nach Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, dass eine Einstellung von Härte und Festigkeit durch ein- oder mehrmaliges Glühen im Temperaturbereich zwischen 500 und 830 °C erfolgt.

8. Verwendung nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass das Glühen im Temperaturbereich zwischen 550 und 650 °C erfolgt.

Die Erfindung betrifft einen hochverschleissfesten rostbeständigen Schnellarbeitsstahl mit grosser Warmfestigkeit und Anlassbeständigkeit für Kalt- und Warmarbeitswerkzeuge sowie Verschleisssteile.

Die handelsüblichen Schnellarbeitsstähle liegen nach AISI-Werkstoffnormen sowie nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt in folgendem Legierungsbereich:

0,5 bis 3,0 % C
0 bis 12,0 % Co
3,0 bis 5,0 % Cr
0,5 bis 12,0 % Mo
1 bis 10,0 % V
1 bis 19,0 % W
Rest Fe.

Sie werden vornehmlich im Lichtbogenofen erschmolzen und durch Schmieden, Walzen und Ziehen weiterverarbeitet. Das Ausbringen nimmt stark ab mit zunehmendem Legierungsgehalt. Infolgedessen weisen angelassene Schnellarbeitsstähle nicht nennenswert mehr als 30 Vol.-% Karbid auf. Führt der Verarbeitungsweg über Halbzeug, so ist der Legierungsgehalt durch die Warmverformbarkeit begrenzt. Dies gilt nicht in gleichem Masse für Herstellungsverfahren, nach denen direkt Teile gefertigt werden, wie das Sintern sowie das Drucksintern und das Giessen sowie das Aufpanzern durch Auftragsschweissen, Aufspritzen oder Tauchen. Der Hinweis auf letztere Sonderverfahren deutet an, wie über den Verbund verschiedener Werkstoffe Einsparungen von Legierungselementen vorgenommen werden können. Bei der Werkzeugfertigung genügt nach allgemeiner Ansicht ein Grundwerkstoff aus unlegiertem oder legiertem Baustahl mit einer Festigkeit von 800 N/mm². In den die nachstehende Anmeldung betreffenden Untersuchungen hat sich mikrolegierter perlitischer Stahl wie der Werkstoff 49 MnSiNb 3 mit einer Härte von rd. 248 HV als Grundwerkstoff bewährt.

Schnellarbeitsstähle zeichnen sich durch hohe Anlassbeständigkeit und Warmhärte sowie durch grossen Verschleisswiderstand aus. Der Chromgehalt der Schnellarbeitsstähle liegt im Mittel bei 4%. Dieser Chromgehalt in Verbindung mit Kohlenstoff gewährleistet in einem ferritfreien, restausenitarmen, martensitischen Gefüge genügende Härte und Zähigkeit. Die Warmhärte wird gesteigert durch im Mischkristall erfolgende feinteilige Ausscheidungen von Sonderkarbiden der Elemente Wolfram, Molybdän und Vanadin. Die bei der Erstarrung der Schmelze und die im festen Zustand gebildeten Karbide, eingebettet in die martensitische Grundmasse, ergeben den grossen Verschleisswiderstand. Ein besonders ausgeprägter Einfluss auf das Verschleissverhalten wird den verhältnismässig harten Vanadinkarbiden zugeschrieben.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, einen Stahl zu schaffen, der die Standzeit von Werkzeugen aus Schnellarbeitsstählen, insbesondere bei Warmeinsatz durch Erhöhung der Anlassbeständigkeit verlängert. Ferner soll eine Vereinfachung beim Schleifen der Werkzeuge aus Schnellarbeitsstahl bei gleichzeitiger Verbesserung des Verschleissverhaltens der Werkzeuge angestrebt werden. Schliesslich soll der Stahl durch entsprechende Rohstoffwahl, d. h. Einsatz möglichst preiswerter Legierungselemente, eine verbilligte Herstellung erlauben.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird erfindungsgemäss ein hochverschleissfester Stahl mit grosser Warmfestigkeit und Anlassbeständigkeit für Kalt- und Warmarbeitswerkzeuge sowie für Verschleisssteile mit der Zusammensetzung gemäss Anspruch 1 vorgeschlagen.

Bevorzugt wird ein Stahl mit der im Anspruch 2 angegebenen Zusammensetzung.

Der erfindungsgemässe Stahl ist insbesondere geeignet zur Herstellung von Halbzeug und Teilen durch giesstechnische Verfahren einschliesslich Stranggiessen sowie durch pulvermetallurgische Verfahren einschliesslich Drucksintern mit der Möglichkeit des Zusatzes von Hartstoffen wie beispielsweise Fe_3Mo_2 , CoMo , Fe_3W_2 , CoW , TiC , WC , TaC , TiN zum Ausgangspulver.

Der Stahl soll auch das Aufpanzern von Teilen aus Baustahl und Werkzeugstahl erlauben. Aufpanzerungen, die dem Verschleisschutz dienen, werden gewöhnlich nicht einer Wärmebehandlung unterzogen. Werden jedoch der Anwendung entsprechend bestimmte Härte- und Zähigkeitskombinationen angestrebt, so kann der erfindungsgemässe Stahl wärmebehandelt werden. Eine bevorzugte Wärmebehandlung besteht aus ein- oder mehrmaligem Glühen im Temperaturbereich zwischen 500 und 830 °C.

Obgleich bekannt ist, dass in Schnellarbeitsstählen ein Teil des Wolframs durch Molybdän ersetzt werden kann, sind die erfindungsgemässen wolframfreien Schnellarbeitsstähle ungewöhnlich. Es hat sich gezeigt, dass bei Verzicht auf gute Warmverformbarkeit und bei Bevorzugung von Giess-, Schweiss- und Sinterverfahren der vollständige Austausch von Wolfram durch Molybdän wertvollen Eigenschaftszuwachs erbringt. Offensichtliche Vorteile des Austausches sind: Erniedrigung des spezifischen Gewichts der Legierung bei gleichbleibendem Atomprozentgehalt sowie vergleichsweise geringere Rohstoffkosten selbst für gleichen Massenprozentgehalt, d. h. in etwa für verdoppelten Atomprozentgehalt.

Die mechanische Bearbeitung des gehärteten sowie des im Gusszustand oder im Sinterzustand befindlichen Schnellarbeitsstahls, etwa durch Schleifen, wird wesentlich erleichtert, wenn neben dem Austausch von Wolfram durch Molybdän im Sinterkarbid M_6C auch ein Ersatz des verhältnismässig harten Vanadinkarbides MC durch Molybdänkarbid der Typen M_6C und M_2C vorgenommen wird. Vanadinkarbid weist wegen seiner Härte grossen Verschleisswiderstand gegenüber üblichen Schleifmitteln auf. In Tafel 1 sind Härtewerte von Hartstoffen in Schleifmitteln denen von Karbiden in Schnellarbeitsstahl gegenübergestellt.

Beim Zerspannungseinsatz des Schnellarbeitsstahles wurde trotz Beschränkung der Sonderkarbide auf Molybdänkarbide keine wesentliche Einbusse im Verschleissverhalten erwartet, wenn die Härte der Molybdänkarbide und der martensitischen Stahlmatrix im Werkzeug die Härte der Gefügebestandteile im Werkstück übertrifft. Da eine solche Voraussetzung in der Anwendung häufig erfüllt ist, wurde weiter angenommen, dass für die Schneidhaltigkeit neben der Warmfestigkeit der Stahlmatrix mehr die Menge und die Verteilung als die Art der Sonderkarbide verantwortlich sind, solange nicht Gefügezerrüttung und Reaktionen des Werkzeuges mit dem Werkstückstoff dominierende Einflussgrössen werden. Dieser Vorstellung Rechnung tragend, wurde vorgesehen, im Schnellarbeitsstahl eine möglichst grosse Menge feinverteilter Molybdänkarbide einzustellen. Vanadin als Legierungselement wurde in einem Gehalt beibehalten, der möglichst zu keiner gesonderten Bildung von Vanadinkarbid führt.

Bei Schnellarbeitsstählen mit Molybdängehalten ab etwa 13% tritt während des Anlassens im Temperaturbereich von 500 bis 700 °C neben der Karbidausscheidung zusätzlich die Ausscheidung einer intermetallischen Phase vom Typ Fe_3Mo_2 auf. Die bei veränderter Anlassstemperatur zu erzielenden Härtehöchstwerte liegen für die Sonderkarbide bei 550 °C und für die intermetallische Phase bei 600 °C. Durch Überlagerung der Ausscheidungshärtungen über Sonderkarbide und intermetallische Phase und durch die in der Anlassstemperatur verschobene Lage der zugehörigen Härtehöchstwerte wurde eine gegenüber herkömmlichen Schnellarbeitsstählen – zum Vergleich wurde der Stahl S 10-4-3-10 herangezogen – wesentlich verbesserte Anlassbeständigkeit erzielt (Bild 1), die auch Auswirkungen auf das Temperatur-Standzeitverhalten hat. Der zwecks Steigerung der Anlassbeständigkeit möglichst hoch anzusetzende Molybdängehalt wurde bei den im Gusszustand untersuchten Stählen begrenzt

durch die sich ab etwa 20% Mo bereits beim Erstarren der Schmelze in groben Plättchen ausscheidende intermetallische Phase Fe_3Mo_2 (Bild 2), die in dieser Form eine starke Versprödung des Werkstoffes hervorruft. Legierungszusätze von Kobalt zur Vermeidung von Ferritbildung und zur Erhöhung der Anlassbeständigkeit des Martensits verstärken die Tendenz zur Bildung der intermetallischen Phase und wurden daher auf 15% Co beschränkt.

Der Siliziumgehalt ist dem Fertigungsverfahren anzupassen. Silizium verbessert bis zu einem Gehalt von 1,5% ohne nennenswerte Beeinträchtigung der Anlassbeständigkeit das Fliess- und Benetzungsverhalten der Schmelze und die Oxidbildung auf dem Schweissgut, verschlechtert aber ähnlich wie Mangan und Vanadin die Sinteraktivität ungekapselter Grünlinge aus gepresstem Pulver.

Niedriger Schwefelgehalt ist insbesondere bei Gussgefüge wesentlich für gute Zähigkeitseigenschaften. Der für die Härteannahme benötigte Kohlenstoff erwies sich unerwartet als teilweise ersetzbar durch Bor. Bei einem solchen Austausch wurde die Härte unabhängig von der Anlassstemperatur durch Zusatz von ein Prozent Bor um rd. 4,5 HRC erhöht. Borgehalte über 1,5% wirken stark verspröndend und wurden daher vermieden. Um beim Anlassen die Aushärtung durch Karbidausscheidung nicht zu beeinträchtigen, war ein Kohlenstoffgehalt erforderlich, der mindestens den halben Wert des stöchiometrischen Kohlenstoffgehaltes unter Berücksichtigung der karbidbildenden Legierungselemente im Stahl erreichte. Der stöchiometrische Kohlenstoffgehalt ist durch nachstehende Beziehung gegeben:

$$\% C_{\text{st6}} = 0,06 \cdot \% Cr + 0,206 \cdot \% V + 0,063 \cdot \% Mo + 0,129 \cdot \% Nb + 0,066 \cdot \% Ta.$$

Die Gehalte der teilweise austauschbaren Elemente Kohlenstoff, Bor und auch Stickstoff lassen sich zu einem effektiven Kohlenstoffgehalt wie folgt zusammenfassen:

$$\% C_{\text{eff}} = \% C + 0,86 \cdot \% N + 1,11 \cdot \% B.$$

Für die grösstmögliche Härteannahme beim Anlassen ist ein effektiver Kohlenstoffgehalt grösser als 1,3%, vorzugsweise grösser 1,4%, erforderlich. Das Verhältnis von effektivem zu stöchiometrischem Kohlenstoffgehalt sollte aus Zähigkeitsgründen einen Wert von 1,1 nicht wesentlich überschreiten.

Borzusatz vergrößert im Gussgefüge das Karbideutektikum und verkürzt die Dendritenlänge (Bild 4). Unerwartet war daher das bei Temperaturstandzeit-Drehversuchen ermittelte günstige Standzeitverhalten des borhaltigen Stahles im Vergleich zum borfreien Stahl (Bild 5). Als Standzeit wurde die Schnittzeit vom Beginn des Versuches bis zum Eintreten der Blankbremsung gerechnet. Eine weitere Verbesserung des Standzeitverhaltens wurde erzielt durch geringe Zusätze von Tantal bzw. Niob und Stickstoff (Bild 5). Die mit dem Molybdängehalt zunehmende Anlassbeständigkeit beeinflusst insbesondere die Standzeit bei verhältnismässig hoher Schnittgeschwindigkeit.

Für die in Bild 6 dargelegten Beispiele 1, 2 und 3 des in den Legierungsgehalten abgestimmten Stahles ist die Standzeit T in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit v durch die Beziehung

$$v \cdot T^{0,057} = 31,9; T \text{ in min; } v \text{ in } \frac{\text{m}}{\text{min}}$$

gegeben. Demgegenüber wird die T - v -Kurve des Vergleichsstahles S 10-4-3-10, Werkstoffnummer 3207.0, durch die

$$\text{Gleichung } v \cdot T^{0,099} = 35,5; T \text{ in min; } v \text{ in } \frac{\text{m}}{\text{min}} \text{ beschrieben.}$$

Der zugehörige Verlauf der Standzeitkurven in Bild 6 verdeutlicht die Überlegenheit des vorgestellten Stahles gegenüber dem handelsüblichen Stahl, die v_{60} -Erlicheziffer beim Drehen des Werkstückes aus 30 CrNiMo 8 ist vergleichsweise um rd. 1,5 m/min grösser als beim üblichen Werkzeug aus S 10-4-3-10.

Beispiel 4 zeigt in Bild 7 eine Variante des beschriebenen Stahles mit verhältnismässig geringer Abhängigkeit der Standzeit von der Schnittgeschwindigkeit. Die T-v-Kurve genügt der Gleichung

$$v \cdot T^{0,175} = 49,9_2; T \text{ in min; } v \text{ in } \frac{\text{m}}{\text{min}}$$

Bei der Wärmebehandlung des vorgestellten Stahles ist zu beachten, dass sich Weichglüh- und Härtungsbehandlungen im allgemeinen erübrigen. Eine Anlassglühung im Temperaturbereich der Ausscheidungshärtung bewirkt bereits die gewünschte Härteannahme oberhalb der Härte im Guss- bzw. Schweisszustand von etwa 60 bis 65 HRC. Das Beispiel 5 des erfindungsgemässen Stahles befasst sich mit dem Zusammenhang zwischen Anlass Temperatur, Härte und Standzeit im durchlaufenden Schnitt. Aus Bild 8 geht hervor, dass mit zunehmender Anlass Temperatur oberhalb von 540 °C Härte und Standzeit abfallen. Der grössten Härte nach dem Anlassen bei 540 °C ist die längste Standzeit zuzuordnen. Eine vergleichbar lange Standzeit erreichte unerwartet nur die nicht angelassene Probe, die während der Prüfung durch Schneidenerwärmung einem Selbstanlasseffekt unterlag. Verantwortlich für die Standzeit dürfte die Warmhärte sein, die bei fortschreitendem Anlassvorgang abnimmt.

Autogenes Auftragsschweissen des hoch molybdänhaltigen Schnellarbeitsstahles bewirkt eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes um etwa 0,1%.

Physikalische Eigenschaften wie Dichte und Wärmeausdehnungskoeffizient wurden an den Stahlvarianten der Beispiele 1 bis 4 im gegossenen und am Vergleichsstahl S 10-4-3-10 im geglühten Zustand ermittelt. Erhaltene Kennwerte sind in Tafel 2 zusammengestellt. Der hoch molybdänhaltige Stahl weist trotz seines hohen Legierungsgehaltes eine geringere Dichte auf als der Vergleichsstahl. In der Wärmeausdehnung erreicht demgegenüber der Vergleichsstahl die kleineren Ausdehnungskoeffizienten. Beim Erwärmen erfolgt die Austenitumwandlung der angeführten Stähle zwischen 800 und 900 °C.

Vergleichsweise ist der Beginn der allotropen $\alpha\gamma$ -Umwandlung des hoch molybdänhaltigen Stahles um 30 bis 40 °C zu höheren Temperaturen verschoben. Weitaus bedeutender wegen seiner Grössenordnung von 100 °C ist der Unterschied in den Solidus- und Liquidustemperaturen zwischen dem hoch molybdänhaltigen Stahl und dem Vergleichsstahl. Die verhältnismässig niedrige Solidustemperatur von etwa 1100 bis 1150 °C kommt insbesondere dem Giessen und Aufpanzern zugute, verhindert jedoch die Härtingsbehandlung im üblichen Sinne. Es wurde bereits erwähnt, dass eine Anlassbehandlung genügt, um die benötigten Härtewerte einzustellen.

Prüfungen der Rostbeständigkeit erfolgten an dem Stahl-Beispiel 4 (Zusammensetzung s. auf Bild 7). Gegossene Proben zeigten bei 60 °C in destilliertem Wasser keine Rostbildung.

Tafel 1
Vergleich der Vickershärten von Hartstoffen

Hartstoffe in Schleifmitteln	Vickershärte	Karbide im Schnellarbeitsstahl	Vickershärte
Korund	1800	M ₆ C (Mo-Karbid)	1100
Siliziumkarbid	2600	M ₂ C (Mo-Karbid)	1500
		MC (V-Karbid)	2800

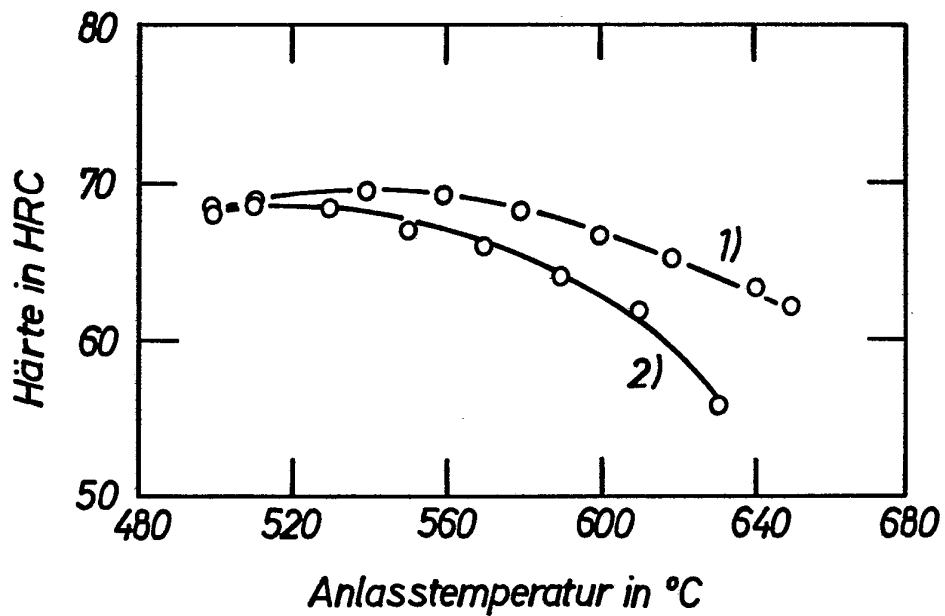
Physikalische Eigenschaften

Zustand	Stahl-Beispiel 1 gegossen	Stahl-Beispiel 2 gegossen	Stahl-Beispiel 3 gegossen	Stahl-Beispiel 4 gegossen	Vergleichsstahl S 10-4-3-10 weichgeglüht
Dichte g · cm ⁻³	8,04	8,07	8,05	8,09	8,25
Wärmeausdehnungskoeffizient 10 ⁻⁶ °C ⁻¹					
für 20–100°C	12,1	12,9	12,7	12,0	10,5
20–200°C	13,0	13,9	13,7	13,2	11,7
20–300°C	13,8	14,6	14,4	13,7	11,8
20–400°C	14,0	14,8	14,4	14,0	12,2
20–500°C	14,2	14,9	14,5	14,2	13,2
20–600°C	14,3	14,9	14,6	14,4	12,6
20–700°C	14,6	15,1	15,0	14,7	12,7
20–800°C	15,2	15,6	15,0	15,6	12,6
Umwandlungstemperaturen A _{c1} °C	841	837	842	836	800
A _{c3} °C	880	870	870	870	849
Solidus-Temp. °C	1155	1110	1110	1155	1240
Liquidus-Temp. °C	1320	1290	1305	1315	1420

Bild 1Härte in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur

Werkstoffe und Wärmebehandlung:

- 1) entspr. S 0-18-1-12^{*)} auftragsgeschweisst + angelassen 3 x 1h
(gemäss Anspruch)
- 2) S 10-4-3-10 1230°C 205s/0e1 + angelassen 3 x 2h
(zum Vergleich)

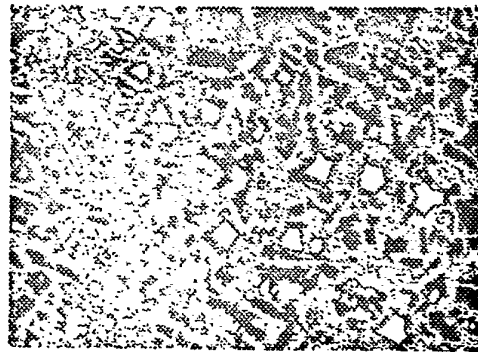


^{*)} erfindungsgemäss

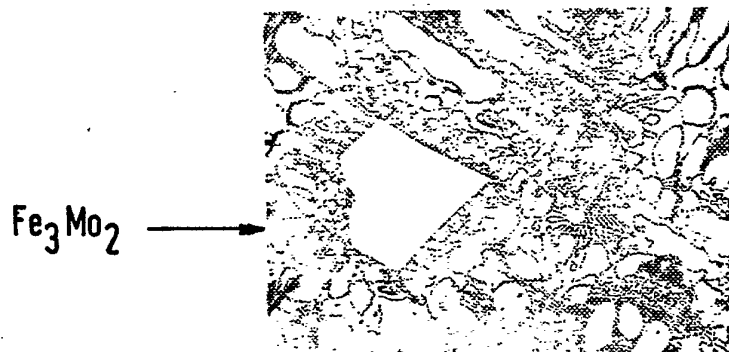
Während der Erstarrung der Schmelze gebildete Teilchen
der intermetallischen Phase Fe_3Mo_2

Werkstoff: entspr. S 0-20-1-15

Zustand: gegossen



V = 100 : 1



V = 500 : 1

Ätzmittel : Mischsäure

Abhängigkeit der Härte nach dem Anlassen vom effektiven
Kohlenstoffgehalt

Werkstoffe: gemäss Ansprüchen 1 und 2
Zustand: angelassen 1) 540°C 3 x 1h
 2) 600°C 3 x 1h

effektiver Kohlenstoffgehalt: $\%C_{\text{eff}} = \%C + 0,86 \cdot \%N + 1,11 \cdot \%B$

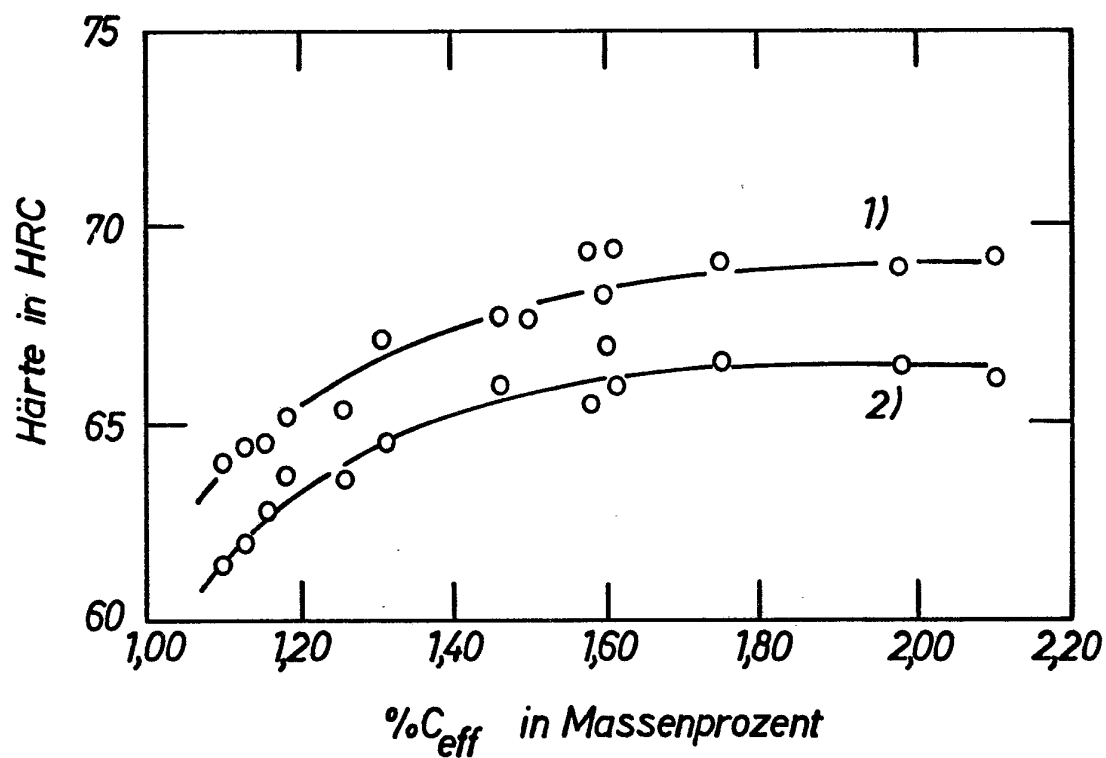
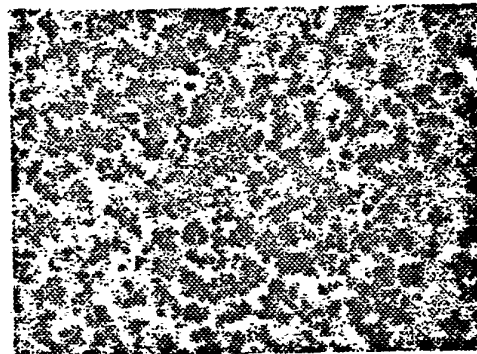


Bild 3

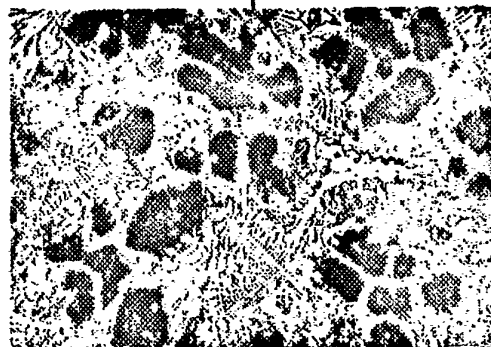
Gußgefüge von borfreiem und borhaltigem SchnellarbeitsstahlBild 4

Grundzusammensetzung:

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co
1,08	1,3	< 0,02	4,5	16	1,3	12

ohne B0,8% B

V = 100 : 1



V = 500 : 1

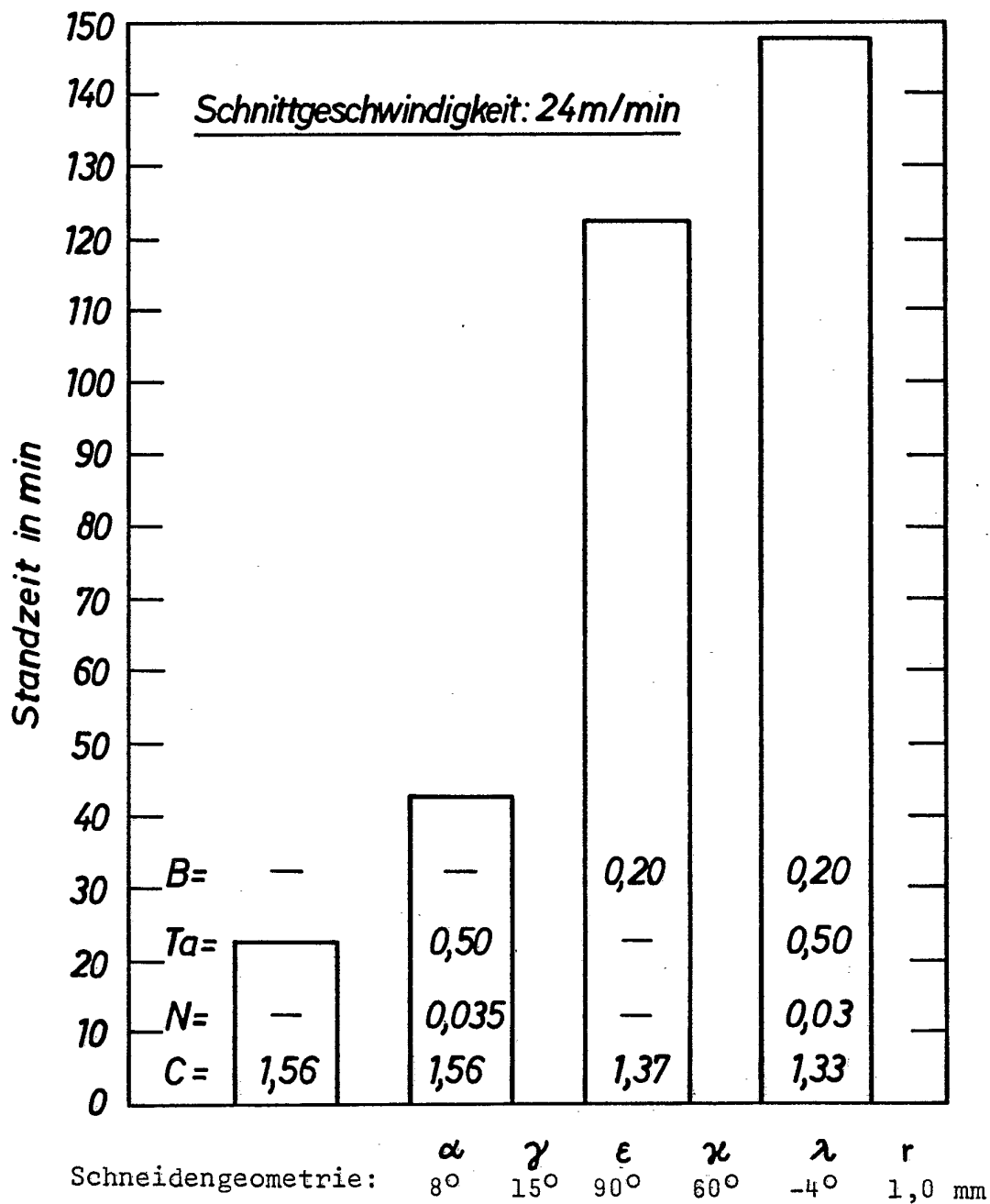
Ätzmittel: Mischsäure

Temperatur-Standzeit-Drehversuch zur Prüfung der Schneidhaltigkeit von borfreien, borhaltigen sowie tantalhaltigen Schnellarbeitsstählen

Grundzusammensetzung: Si Mn Cr Mo V Co
1,3 0,03 4 18 1,3 12

Wärmebehandlung: 600°C 3 x 1h

Bild 5



Werkstückstoff: 30 CrNiMo 8

Festigkeit: 980 N/mm²

Spanungsquerschnitt: a x s = 2,0 x 0,45 mm²

Bild 6

Temperaturstandzeit-Drehversuch

Versuchswerkzeuge: auftragsgeschweisst mit Elektroden der Zusammensetzung

Bezeichn.	C	B	N	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Co	Ta
Beispiel 1	1,23	0,187	0,030	1,33	0,04	0,008	0,035	3,91	18,16	1,20	11,81	0,48
Beispiel 2	1,33	0,222	0,031	1,33	0,04	0,014	0,033	3,91	18,12	1,25	11,77	0,48
Beispiel 3	1,48	0,174	0,042	1,28	0,03	0,010	0,035	3,67	18,12	1,20	11,77	0,46

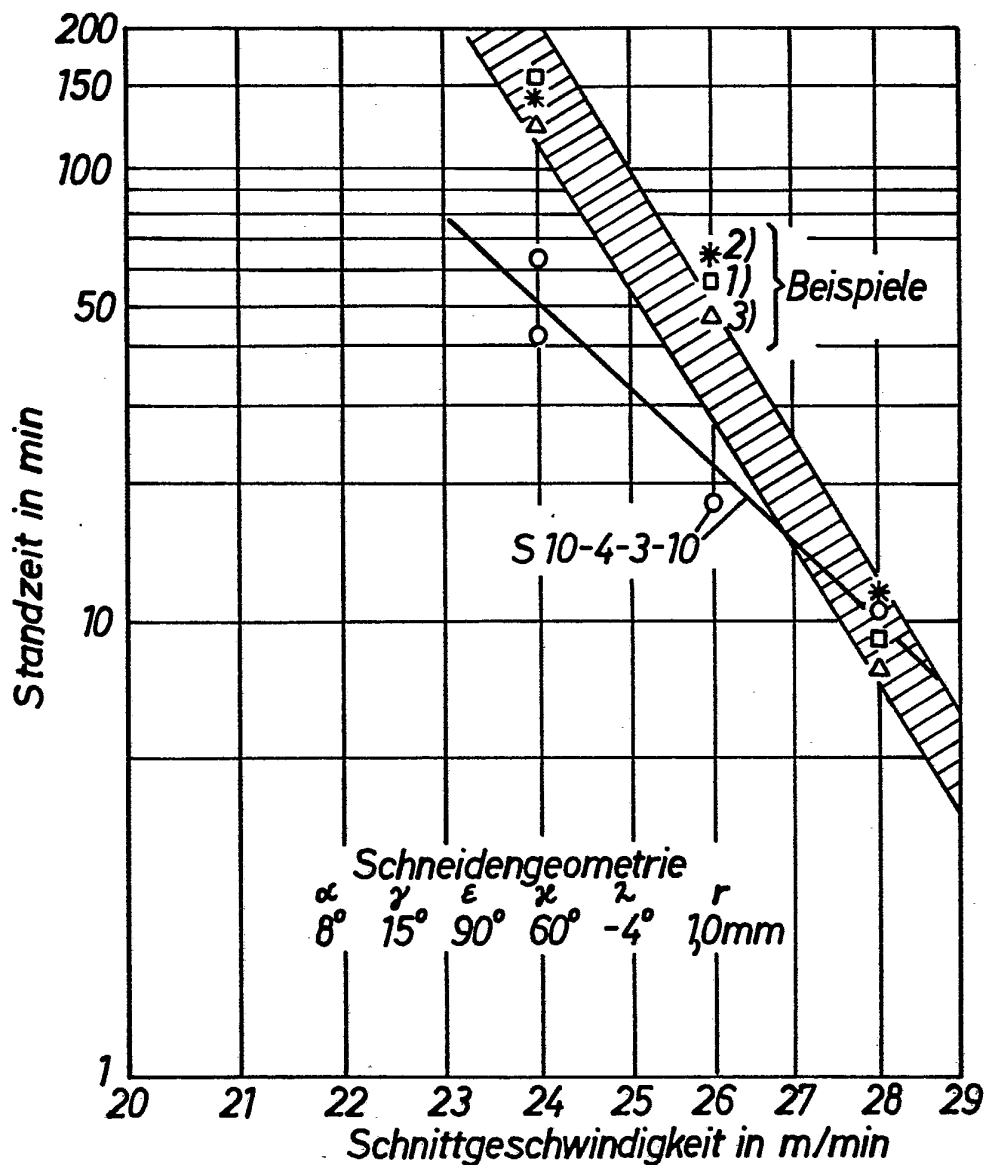
Behandlung:

autogen auftragsgeschweisst auf Grundwerkstoff 49 MnSiNb 3,
angelassen 600°C 3 x 1h

Vergleichswerkzeug: S 10-4-3-10

Wärmebehandlung: 1240°C 160s/Öl + 560°C 2 x 1h

Rockwellhärte: 66,5 HRC



Werkstückstoff: 30 CrNiMo 8

Festigkeit: 980 N/mm²

Spanungsquerschnitt: a x s = 2,0 x 0,45 mm²

Bild 7

Temperaturstandzeit-Drehversuch

Versuchswerkzeug: auftragsgeschweisst mit Elektroden der
Zusammensetzung

Bezeichn.	C	B	N	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Co	Ta
Beispiel 4	1,17	0,270	0,034	1,21	0,22	0,008	0,012	5,12	17,94	1,29	11,84	0,38

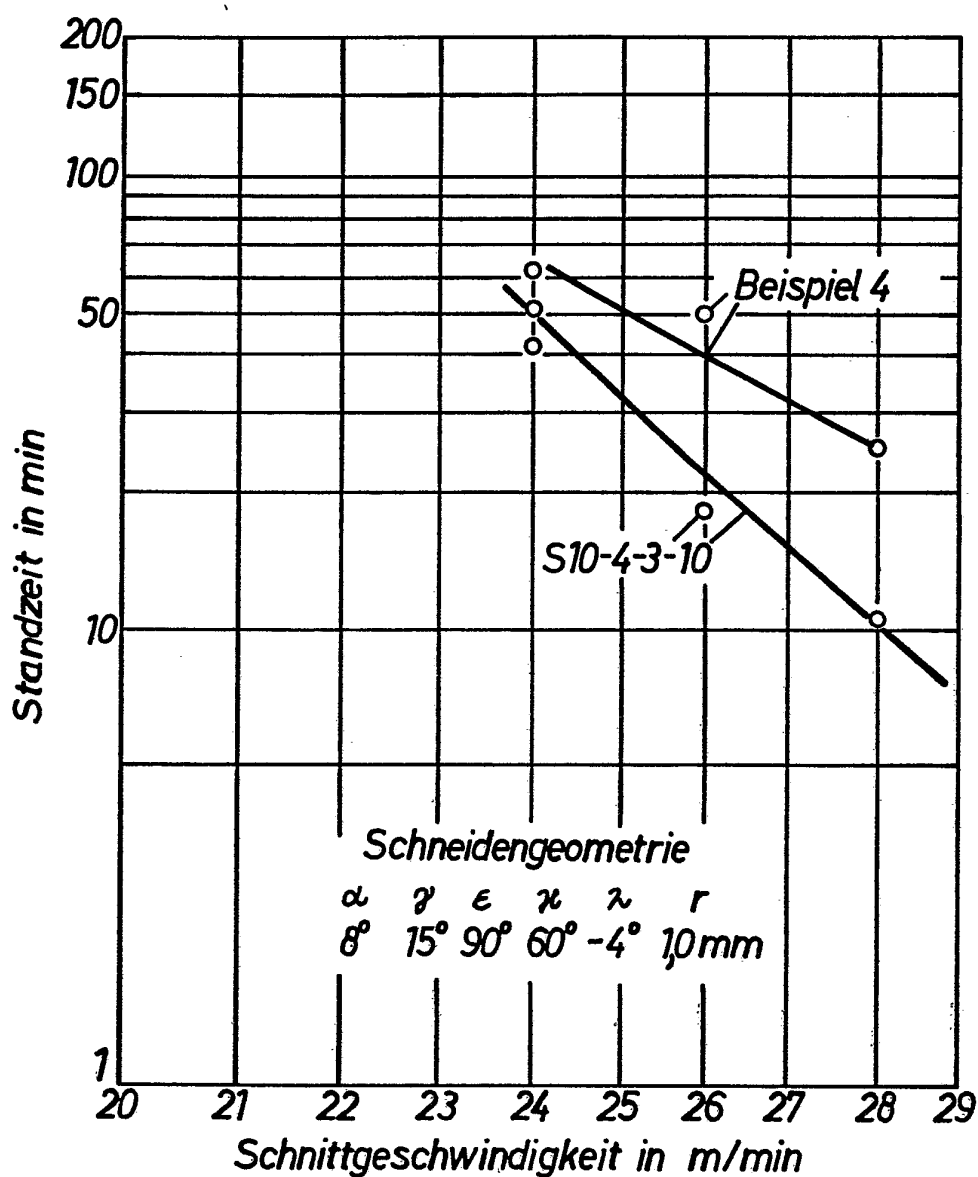
Behandlung:

autogen auftragsgeschweisst auf Grundwerkstoff 49 MnSiNb 3;
angelassen 600°C 3 x 1h

Vergleichswerkzeug: S 10-4-3-10

Wärmebehandlung: 1240°C 160s/Öl + 560°C 2 x 1h

Rockwellhärte: 66,5 HRC



Werkstückstoff: 30 CrNiMo 8

Festigkeit: 980 N/mm²

Spanungsquerschnitt: a x s = 2,0 x 0,45 mm²

Temperaturstandzeit beim Drehversuch in
Abhängigkeit von der Anlasstemperatur und Härte

Versuchswerkzeug auftragsgeschweisst mit Elektroden
 der Zusammensetzung:

Bezeichn.	%C	%B	%N	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%V	%Co	%Ta
Beispiel 5	1,18	0,191	0,049	0,57	0,14	<0,005	0,006	6,04	18,08	1,41	12,91	0,56

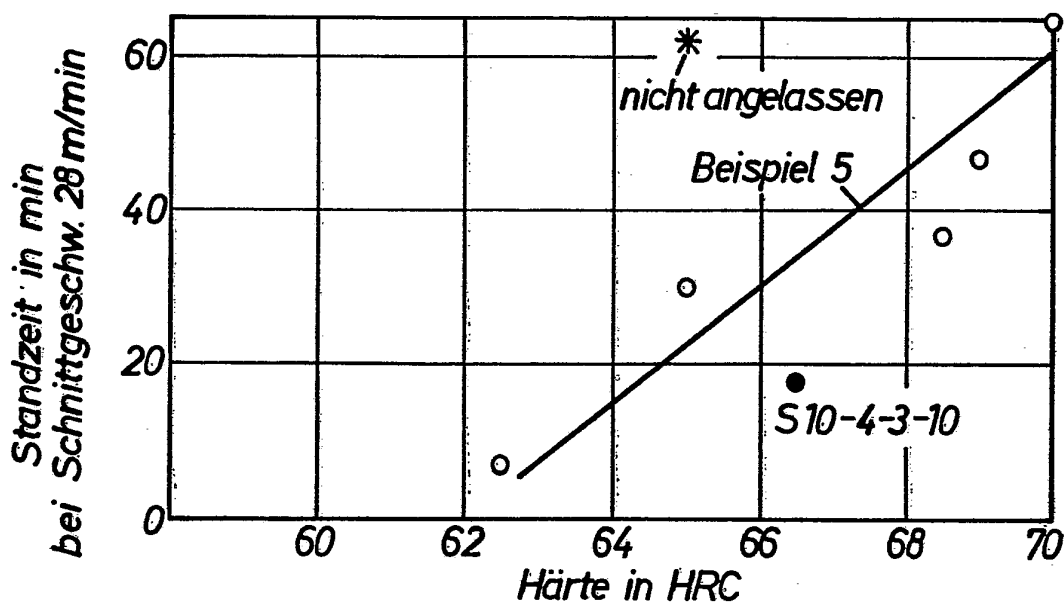
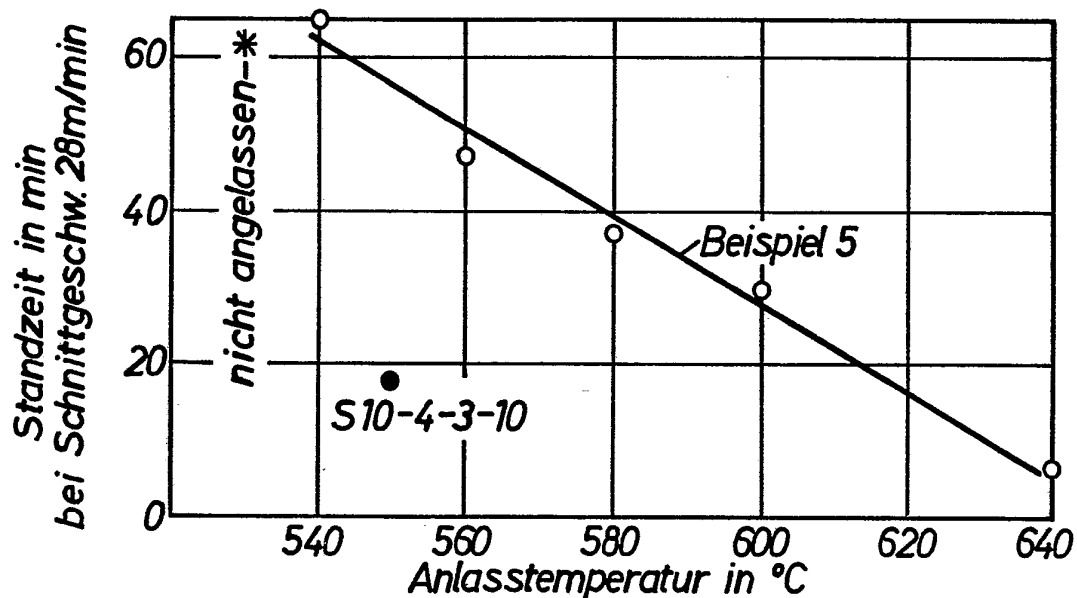
Behandlung:

autogen auftragsgeschweisst auf Grundwerkstoff 49 MnNbS 3,
 nicht angelassen und angelassen X °C 3 x 1h

Vergleichswerkzeug: S 10-4-3-10

Wärmebehandlung: 1240 °C 160s/Öl + 550 °C 2 x 1h

Rockwellhärte: 66,5 HRC



Werkstückstoff: 30 CrNiMo 8 Festigkeit: 980 N/mm²
 Spanungsquerschnitt: a x s = 2,0 x 0,45 mm