

NORGE



**STYRET
FOR DET INDUSTRIELLE
RETTSVERN**

Utlegningskrift nr. 124649

Int. Cl. C 22 c 39/00 Kl. 40b-39/00
C 21 d 1/00 18c-1/00

Patentsøknad nr. 365/69 Inngitt 30.1.1969

Løpedag -

Søknaden alment tilgjengelig fra 1.8.1969

Søknaden utlagt og utlegningskrift utgitt 15.5.1972

Prioritet begjært fra: 31.1.1968 Japan,
nr. 5365/68

MITSUBISHI JUKOGYO KABUSHIKI KAISHA,
10, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo, Japan.

Oppfinnere: Kazuhisa Suzuki, 1162-4, Aza-kamiooiden,
Higashitarumicho, Tarumi-ku, Kobe City,
Toshikazu Shimoyama, 4-4, Goshikiyamacho 1-chome,
Tarumi-ku, Kobe City, begge: Hyogo Prefecture, Japan.

Fullmektig: A/S Oslo Patentkontor Dr. ing. K. O. Berg.

Fremgangsmåte for fremstilling av et bainittisk stål med høy
strekkfasthet for sveisekonstruksjoner.

Nærværende oppfinnelse vedrører fremgangsmåte for fremstilling
av bainittisk stål med høy strekkfasthet for sveisekonstruk-
sjoner.

Som det vises i etterfølgende tabell 1 er stål med høy strekk-
fasthet av vanlig art for sveisekonstruksjoner blitt oppnådd ved
å bråkjøle og anløpe stålet under varmebehandlingen, slik at
stålets strekkfasthet og slagseighet kan økes og derved meddele
det mikrostruktur som anløpet martensitt.

Derfor viser stål med høy strekkfasthet, bråkjølt og anløpet ef-
ter vanlige metoder, et høyt forhold mellom flytegrense og strekk-
Kfr. kl. 40b-39/50

fasthet, nemlig et høyt flytegrenseforhold (flytegrense/strekkfasthet) på grunn av foran angitte anløpne martensitt, slik at dets deformasjon og energi etter å være bragt opp til brudd er forholdsvis liten, og dette forårsaker svakhet mot spenningskonsentrasjon på konstruksjoner fremstilt av slike stål.

Når strekksikkerhetsgraden skal vurderes i forhold til flytegrenseforholdet er det nødvendig å sikre høy sikkerhetsgrad etter økningen av flytegrenseforholdet.

Derfor, når flytegrenseforholdet blir høyt, må tillatelige spenninger på slike stål på den ene side være lav og platetykkelsen for sveisete konstruksjoner av stål har tilhøyelighet til på den annen side å bli meget tunge.

Dessuten må slike stål med høy strekkfasthet på grunn av bråkjølingen og anløpningen anløpes ved høye temperaturer, f.eks. over ca. 600°C , for å øke dets slagseighet.

På grunn av slik opptreden av stålet kan innholdet av legerings-elementer i dette bli funnet ganske stort for styrken.

Når styrken for stålet økes, økes også karbonekvivalenten (i det følgende betegnet C_{eq} og $C_{eq} = C + 1/24 \text{ Si} + 1/6 \text{ Mn} + 1/40 \text{ Ni} + 1/5 \text{ Cr} + 1/4 \text{ Mo} + 1/14 \text{ V}$). Derfor, når herdningstendensene for en sveisevarme som påvirker sonen blir store, økes også dens følsomhet for dannelsen av sveisesprekker vesentlig, da forvarmingstemperaturene for slike stål må økes som vist i tabell 1 for å forebygge dannelsen av sveisesprekker.

T a b e l l 1

Stål	Varme- behand- ling	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Ceq	Fly- gr. (kg/ mm ²)	Stre- fast- het (kg/ mm ²)	For- len- gel- se (%)	Abs.- ner- ei vs (kg-m)
HT 60	QT 1)	0,15	0,47	1,28	0,020	0,010	0,06	0,25		0,06		0,44	56,3	65,4	18,2	0,0
HT 70	QT 1)	0,13	0,37	1,90	0,010	0,016	0,86	0,36	0,33			0,47	68,0	76,2	26,5	-20,0
HT 80	QT 1)	0,13	0,34	0,82	0,015	0,008	1,01	0,51	0,40			0,250	51	82,8	23,5	-20,0
HT100	QT 1)	0,16	0,27	0,78	0,015	0,010	1,22	0,62	0,56	0,050	0,250	60	96,7	101,3	20,5	-25,0
																8,4 250

1) Vannbråkjøling og anløpning

2) Ceq = C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V

3) forvarmningstemperatur for å forebygge sprekker.

124649

I motsetning til foran angitte ulemper ved vanlig stål gir nærværende oppfinnelse stål med høy strekkfasthet av bainittisk struktur med høy slagseighet og tilstrekkelig sveiseevne. Stål av særlig betydning for nærværende oppfinnelse inneholder C 0,05 - 0,15%, Si 0,05 - 0,6%, Mn 0,5 - 1,4% og Mo 0,1 - 0,8% og Al og/eller Ti i mengder av 0,01 - 0,09% Al og/eller 0,001 - 0,15% Ti, hvorved det samlede innhold av Mn og Mo ligger mellom 1,1 og 1,7% og resten av stålet består av Fe og noen uunngåelige urenheter.

Stål av foran angitte sammensetning oppvarmes over A_3 som et punkt for omvandling og kjøles derpå fra 800° til 500°C i løpet av 3 - 50 sekunder og kontinuerlig fra 500° til 200°C på mere enn 20 sekunder og danner derved den bainittiske struktur, som gir stål av høy strekkfasthet for sveisekonstruksjoner.

Fig. 1 er et diagram som viser forholdet mellom mengden av Mn + Mo og flytegrensen og strekkfastheten for stål ifølge nærværende oppfinnelse.

Fig. 2 er et diagram som viser forholdet mellom mengden av Mn + Mo og slagseigheten for stål etter nærværende oppfinnelse.

Fig. 3 er et kontinuerlig kjøleomvandlingsdiagram for stål ved varmebehandling etter nærværende oppfinnelse.

Fig. 4 er et diagram som viser forholdet mellom mengden av Mn + Mo og kjøletiden for stålet ifølge nærværende oppfinnelse.

Fig. 5 er et diagram som viser forholdet mellom karbonekvivalent og flytegrense, strekkfasthet, og flytegrenseforholdet for stålet etter nærværende oppfinnelse i sammenligning med bråkjølt og anløpet stål av vanlig type.

Fig. 6 er et fotografi som viser mikrostrukturen for stålet etter nærværende oppfinnelse.

Først og fremst er den kjemiske sammensetning av stålet etter nærværende oppfinnelse C 0,05 - 0,15%, Si 0,05 - 0,6%, Mn 0,5 -

1,4% og Mo 0,1 - 0,8% og Al og/eller Ti i mengder av 0,01 - 0,09 Al og/eller 0,001 - 0,15% Ti, og dessuten Ni under 2,0% når slagseighet er nødvendig, og videre ett eller flere av følgende elementer: mindre enn 0,12% V, mindre enn 0,04% Nb og mindre enn 0,005% B når strekkfastheten skal økes uten å senke slagseigheten.

I dette tilfelle, når innholdet av C er mere enn 0,15%, kan en sveisevarmepåvirket sone bli betraktelig herdet, og sveisesprekker har tilbøyelighet til lett å inntreffe og martensitt-strukturen kan dannes på grunn av varmebehandlingen, av hvilken grunn innholdet av C gjøres mindre enn 0,15%, og samtidig fastlegges det til mere enn 0,05% for å øke strekkfastheten.

Når innholdet av Si utgjør mere enn 0,6% reduseres sveisbarheten for stålet og samtidig må mere enn 0,05% av Si være tilstede i stålet for dettes fremstilling, slik at et egnet område for innholdet av Si velges til 0,05 - 0,6%.

Mn er kjent for å være et effektivt legeringselement for å øke strekkfastheten for stålet, men for høyt innhold av dette forårsaker herdning av en sveisevarmepåvirket sone og samtidig blir følsomheten hos stålet for dannelsen av sveisesprekker høy på en måte liknende den for innholdet av C. Derfor, for å opprettholde egnet strekkfasthet, fastlegges innholdet av dette element til mere enn 0,5% og mindre enn 1,4% ut fra sveisbarhetsbetraktninger.

Likeledes velges innholdet av Mo til mere enn 0,1% ut fra strekkfasthetsbetraktninger og mindre enn 0,8% ut fra sveisbarhetsbetraktninger.

Med henvisning til den kjemiske sammensetning for stål med høy strekkfasthet etter nærværende oppfinnelse er Mn og Mo kjent som viktige elementer for å gi stål av bainittisk struktur med høy strekkfasthet og høy slagseighet.

I denne henseende viser fig. 1 forholdet mellom mengden av Mn + Mo og strekkfastheten som skyldes varmebehandlingen, hvor absis-

sen angir Mn + Mo i %, og ordinaten angir flytegrense og strekkfasthet for stål og klarlegger derved disses innbyrdes forhold. Som det klart fremgår fra dette forhold må mengden av Mn + Mo, være over 1,1% for å gi strekkfasthet høyere enn 60 kg/mm².

Likeledes viser fig. 2 forholdet mellom mengden av Mn + Mo og slagseighet, hvor absissen angir Mn + Mo i % og ordinaten angir absorbert energi for stålet ved 0°C ved 2 mm V-formet Charpy slagprøve ved 0°C. Mengden av Mn + Mo viser seg nemlig å være mindre enn 1,7% for å oppnå en verdi over 4,8 kg-meter ved 0°C.

Fra disse resultater gjengitt i fig. 1 og 2 velges innholdet av Mn + Mo mellom mere enn 1,1% og mindre enn 1,7% med henvisning til den kjemiske sammensetning av stål etter nærværende oppfinnelse.

Forsåvidt elementet Al angår, er 0,01 - 0,09% nødvendig for desoksydasjon og for å gi fine krystalkorn i stålet, men mere enn 0,09% fører til senkning av slagseigheten i motsetning til det opprinnelige krav, og mindre enn 0,01% ville være ubrukelig.

Ti, som omtrent har den samme virkning som Al, kan brukes som erstatning for dette ved desoksydasjon og for å gi fine krystallkorn. I dette tilfelle fås virkningen av Ti best mellom 0,001 - 0,15%. Det er også mulig å bruke de to elementene Al og Ti sammen.

Skjønt Ni er et effektivt element for å øke slagseigheten, gir for høyt innhold grunn til økonomiske ulemper, slik at innholdet fastlegges til under 2,0% for stål med høy strekkfasthet etter nærværende oppfinnelse.

Tilsetningen av V, Nb og B i små mengder finnes effektive for å øke strekkfastheten, og derfor kan ett eller to av dem tilsettes i den kjemiske sammensetning for stålet forsåvidt det forblir innen et område som ikke forårsaker vesentlig senkning av slagseigheten. I dette tilfelle kan mengden av tilsetning av disse elementer være for V mindre enn 0,12%, Nb mindre enn 0,04% og B

mindre enn 0,005%, slik som det fremgår av utførelsesformer som vil bli beskrevet nedenfor.

Ved siden av forannevnte kjemiske sammensetning er det klart at noen uunngåelige urenheter er tilstede i stålet.

Betingelsene for varmebehandling av stålet med høy strekkfasthet etter nærværende oppfinnelse vil bli forklart i detalj nedenfor.

Fig. 3 viser nemlig et kontinuerlig kjøleomvandlingsdiagram (CCT) ved varmebehandling ved 900°C av stål etter nærværende oppfinnelse som inneholder C 0,12%, Si 0,27%, Mn 1,05%, Mo 0,3% og Al 0,018%.

I denne fig. 3 angir absissen kjøletiden fra 800°C (sekunder, logaritmisk inndeling), og ordinaten angir temperaturer ($^{\circ}\text{C}$ lik inndeling), som viser en omdannelse av stål, hvor A er austenittsonen, F er den opprinnelige ferrittsone, P er parlittsonen, B er bainittsonen og M er martensittsonen. Samtidig viser linjen a - b - c utgangspunktet for martensittomdannelse (M_s punktet). Linjen d - e viser det tilnærmede avslutningspunkt for martensittomdannelsen (M_f punktet) og linjen e - f viser det omtrentlige avslutningspunkt for bainittomdannelsen (B_f).

På denne tegning er kjølekurven 1 en kritisk kjølekurve for dannelsen av den opprinnelige ferrittstruktur, 2 er en kritisk kjølekurve for alle strukturer for å bli bainitt og 3 er en kritisk kjølekurve for alle strukturer for å bli martensitt.

Fra dette CCT diagram er det funnet at det dannes det opprinnelige ferritt når kjølebetingelsene har forløpet over en kurve langsommere enn kjølekurven 1, slik at strekkfastheten og slagseigheten senkes tilsvarende.

Hele strukturen omdannes til martensitt ved kjøling hurtigere enn kjølekurven 3, slik at høy strekkfasthet sikres, men slagseigheten er markert senket.

Det dannes en blandingsstruktur av bainitt og martensitt ved kjøling mellom kjølekurvene 2 og 3, slik at økningen av slagseighet ikke kan ventes på grunn av martensittstrukturen som er blandet med denne.

Derfor, for å tilfredsstille både strekkfastheten og slagseigheten samtidig er det nødvendig å sikre dannelsen av den fine bainittiske struktur.

Med hensyn til kjølebetingelsene for dette formål må kjølebehandlingen foregå innen området for kjølekurvene 1 og 3 i tilfelle av nedkjøling til 500°C nær en temperatur ekvivalent til Ms-punktet.

Kjøletiden fra 800° ned til 500°C må nemlig være innen området for S_3 til S_1 sekunder. Følgelig, da kjølebehandlingen fra 500°C og nedover er kjent å påvirke omdannelsen av martensitt på den mest påfallende måte, slik at den må utføres i S_2 sekunder som kjøletiden fra 500° ned til 200°C med henvisning til den kritiske kjølekurve 2, hvor intet martensitt dannes, dannes det ingen martensitt-struktur når kjølebehandlingen utføres på mere enn S_2 sekunder fra 500° ned til 200°C .

For å gi den fine bainittiske struktur fra foran angitte kjølebetingelser er det nødvendig innen området S_3 til S_1 sekunder å kjøle fra 800° ned til 500°C og derefter på mere enn S_2 sekunder kontinuerlig fra 500° ned til 200°C .

Disse kritiske kjøletider vil variere med forskjellige kjemiske sammensetninger for stål.

I denne henseende viser tabell 2 den kjemiske sammensetning for stål etter nærværende oppfinnelse og S_1 , S_2 og S_3 sekunder som oppnås fra CCT etter varmebehandlingen ved 900°C .

Fig. 4 viser forholdet mellom den kjemiske sammensetning for stål og S_1 , S_2 og S_3 sekunder, hvor absissen angir Mn + Mo i % (lik inndeling) som er parameter for den kjemiske sammensetning for stål, og ordinaten angir S_1 , S_2 og S_3 (sekunder, logaritmisk

inndeling) og klarlegger således forholdet mellom Mn + Mo i % og S_1 , S_2 og S_3 .

Fra resultatene i fig. 2 og 3 som beskrevet foran vil det finnes nødvendig å bestemme området Mn + Mo til mere enn 1,1% og mindre enn 1,7% for å tilfredsstille betingelsene for både strekkfasthet og slagseighet samtidig.

Fra fig. 4 vil det således finnes at S_1 er 50 sekunder, S_2 9,8 sekunder og S_3 1,4 sekunder i tilfelle at Mn + Mo er 1,1% og S_1 er 95 sekunder, S_2 20 sekunder og S_3 2,8 sekunder i tilfelle av Mn + Mo er 1,7%.

Fra foran angitte resultater er det klart at etter at stål etter nærværende oppfinnelse er blitt oppvarmet over A_3 som et punkt for omvandling, kjøles det i løpet av 3 - 50 sekunder fra 800° ned til 500°C og kjøles ytterligere i mere enn 20 sekunder kontinuerlig fra 500° ned til 200°C for oppnåelse av den fine bainittiske struktur.

På denne måte utsettes stål for varmebehandling etter nærværende oppfinnelse for å sikre dannelsen av den fine bainittiske struktur med tilstrekkelig strekkfasthet og slagseighet.

Imidlertid, hvis høyere slagseighet er ønsket anløpes stålet ved temperaturer under A_1 som et punkt for omvandling for at det kan oppnås på denne måte.

Således kan en anløpningsbehandling utføres hvis nødvendig slik som det er antydnet foran.

124649

10.

T a b e l l e 2

Merke	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ti	Mn+Mo	s ₁ (sekund)	s ₂ (sekund)	s ₃ (sekund)
A	0,13	0,26	0,90	0,012	0,016	0,30	0,013	0,005	1,20	54	10,8	1,6
B	0,12	0,27	1,05	0,014	0,014	0,30	0,018	0,004	1,35	65	13,8	1,9
C	0,12	0,25	1,22	0,012	0,019	0,20	0,036	-	1,42	70	13,5	1,9

I det følgende skal oppfinnelsen forklares nærmere ved noen utførelseseksempler.

Tabell 3 viser de kjemiske sammensetninger, betingelser for varmebehandling og mekaniske egenskaper for stål etter nærværende oppfinnelse.

Utførelseseksemplene i tabell 3 henviser til stål som har vært utsatt for varmebehandling etter nærværende oppfinnelse uten anløpningsbehandling, og hvor det er funnet mulig å oppnå høy strekkfasthet over 70 kg/mm^2 på basis av den kjemiske sammensetning for stålet etter nærværende oppfinnelse.

Utførelseseksemplene i tabell 4 vedrører stål som er utsatt for kjølingsbetingelser etter nærværende oppfinnelse fulgt av en anløpningsbehandling.

Som det fremgår klart fra disse eksempler kan slagseigheten vesentlig forbedres ved anløpning.

Fig. 5 viser forholdet mellom C_{eq} på den ene side og henholdsvis flytegrense, strekkfasthet og flytegrense/strekkfasthet-forholdet på den annen side for stål etter nærværende oppfinnelse.

I dette diagram betegner absissen C_{eq} og ordinaten angir flytegrensestrekkfasthet og flytegrenseforhold, og klarlegger disses innbyrdes sammenheng og viser samtidig en sammenlikning med stål med høy strekkfasthet etter vanlig bråkjøling og anløpningsbehandling.

Kurven 1 i diagrammet viser flytegrense, 2 strekkfasthet og 3 flytegrense/strekkfasthet-forholdet for stål etter nærværende oppfinnelse, mens kurven 1' viser flytegrense, 2' strekkfasthet og 3' flytegrense/strekkfasthet-forholdet for stål av vanlig type som vist i tabell 1.

Som det fremgår klart fra dette forhold, for lik C_{eq} , bemerkes det at stål etter nærværende oppfinnelse finnes å vise en høyere flytegrense og høyere strekkfasthet og et lavere flytegrense/-

strekkfasthet-forhold enn stål av vanlig type. D.v.s., for samme styrkenivå viser stål etter nærværende oppfinnelse en mindre herdende tendens for sveisevarmepåvirket sone, lavere følsomhet for dannelsen av sveisesprekker og bedre sveisbarhet enn andre stål av vanlig art.

At flytegrenseforholdet av stål etter nærværende oppfinnelse er såpass lavt kan vel tilskrives dets sikkerhet mot spenningskonsentrasjon, muligheten for lav sikkerhetsgrad og høyere konstruksjonsspenninger enn for andre stål av vanlig type.

Tabell 5 viser maksimal hårdhet for en sveisevarmepåvirket sone av stål B og prosentandelen av rotsprekker ved Y-fuge-innspenningssprekkprøven som vist i tabell 3.

Som det klart fremgår fra disse resultater finnes herdharheten for sveisevarmepåvirket sone lav for fasthet over 70 kg/mm^2 og det dannes ingen sveisesprekker i det hele tatt uten forvarming ved bruk av vanlige dekkede buesveisingsmetoder.

Fig. 6 viser et mikrofotografi av stål B som angitt i tabell 3 (forstørrelse $\times 500$), fra hvilket mikrostrukturen av stål med høy strekkfasthet etter nærværende oppfinnelse viser seg å være av fin bainittisk struktur.

T a b e l l 3

Merke	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Nb	B	Al	Ti	Ceq	1) T (°C)	2) S _A (sek.)
A	.13	.26	.90	.012	.016		.30				.023	.005	.37	900	25
B	.12	.27	1.05	.014	.014		.30				.018	.004	.38	900	28
C	.12	.25	1.22	.012	.019		.20				.036		.38	900	18
D	.13	.22	1.02	.014	.014		.29	.10			.024	.005	.39	900	22
E	.12	.19	.90	.014	.016		.32			.003	.040		.36	900	30
F	.12	.24	1.12	.011	.018		.23		.036		.035		.37	900	20
G	.12	.24	1.02	.014	.015	1.16	.30				.016		.40	900	26
H	.12	.22	.95	.013	.013	1.09	.31			.004	.021		.39	900	35
I	.10	.21	.79	.012	.018	1.38	.19	.06	.022	.002	.058	.12		900	38

1) Temperatur for austenisering
 2) S_A: Kjøletid fra 800°C til 500°C

3) S_B: Kjøletid fra 500°C til 200°C

4) GL = 50 mm

Tabell 3 (fortsettes)

Merke	3) S _B (Sek.)	Flyte- grense (kg/mm ²)	Strek- fasthet (kg/mm ²)	4) Forleng- else (%)	4) Innsnöring (%)	vEo (kg-m)
A	158	51.8	62.5	6) 20.5	76.1	16.8
B	188	58.6	70.3	6) 17.5	69.7	12.4
C	58	50.4	68.2	5) 39.8	-	11.6
D	91	57.1	70.2	6) 18.0	72.9	15.6
E	288	51.6	66.2	6) 16.0	71.9	13.1
F	82	59.8	72.5	6) 17.5	69.5	14.1
G	110	65.0	78.1	6) 18.5	68.6	11.5
H	121	64.2	77.8	6) 14.5	70.8	14.7
I	320	68.0	82.5	6) 16.2	67.8	10.8

- 1) Temperatur for austenisering 2) S_A: Kjøletid fra 800°C - 500°C
3) S_B: Kjøletid fra 500°C til 200°C 4) GL = 50 mm
5) JIS nr. 5 strekkfasthetsprøve- 6) Sub-JIS Nr. 4 strekkfasthetsprøvestykke,
stykke, platetykkelse 20 mm diameter: 10 mm

124649

T a b e l l 4

Mrk.	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Al	Ti	Ceq	1) T (°C)	S _A (sek)	S _B (sek)	Temp. för an-löpn. (mm ²)	Flyte-grense (kg/mm ²)	Strekfasth. (kg/mm ²)	For-längelse (%)	Innsnöring (%)	v _{EO} (kg-m)
B	.12	.27	1.05	.014	.014	.30		.018	.004	.38	900	28	188	650	55.0	67,8	21.0	58.6	25.4
D	.13	.22	1.02	.014	.014	.29		.024	.005	.39	900	22	91	590	53.5	65.2	20.0	67.5	16.7

1) T: Temperatur for austenisering 2) S_A: Kjöletid fra 800° ned til 500°C.3) S_B: Kjöletid fra 500° ned til 200°C

T a b e l l 5

Merke	Ceq	Flyte- grense ₂ (kg/mm ²)	Strekk- styrke ₂ (kg/mm ²)	Forlen- gelse (%)	Inn- snöring. (%)	Maksimal hårdhet av sveisevarme- påvirket sone Hv	%-andel sprekker ved Y-fuge tilbakholdt sprekkprøve ingen for- varmning	100°C 50°C	Forvarm- ningstemp. for å fore- bygge sprek- ker
B	38	58,6	70,3	17,5	6,7	268	0	0	romtem- peratur

Kort sagt, ved å fjerne den alminnelige fordom at det betraktes vanskelig å oppnå stål med høy strekkstyrke over et stort strekkfasthetsområde på grunn av den påståtte lave slagseighet for den bainittiske struktur, viser nærværende oppfinnelse at det kan fremskaffes nye stål med høy strekkfasthet med bainittisk struktur.

Stål med høy strekkfasthet etter nærværende oppfinnelse kan dessuten brukes for fremstilling av stålplater og produkter av smidd stål, støpestål, formet stål, stålrør, stålstenger og virematerialer.

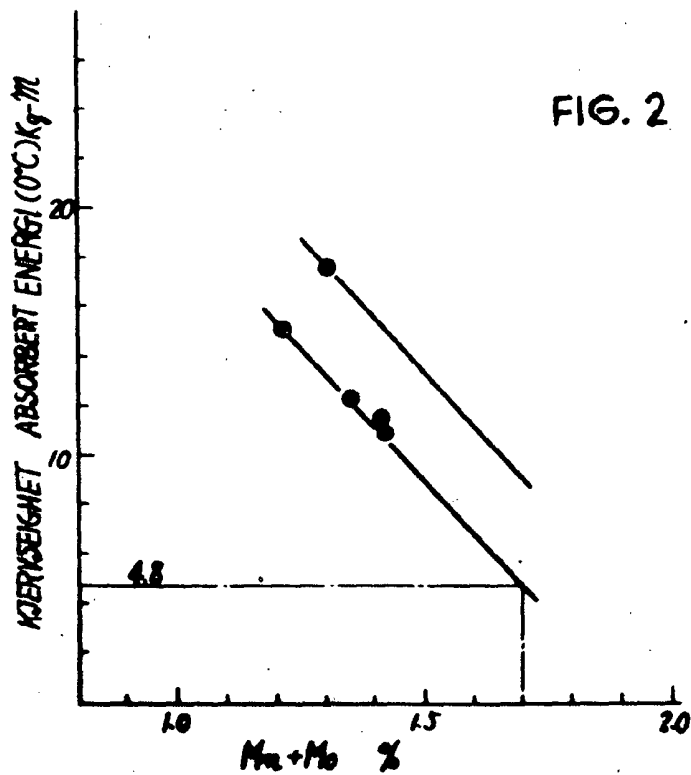
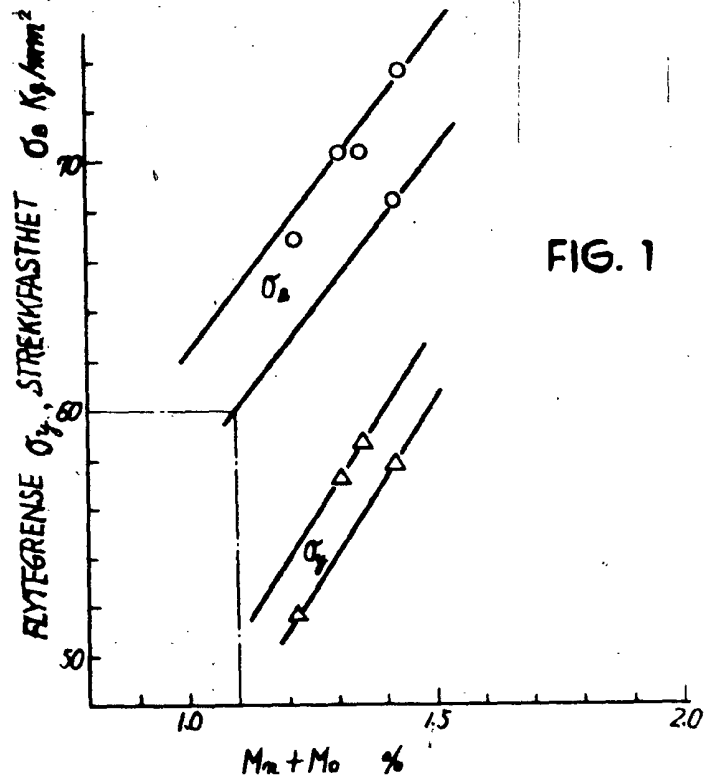
P a t e n t k r a v

Frengangsmåte for fremstilling av et bainittisk stål med høy strekkfasthet for sveisekonstruksjoner, og som består av 0,05 - 0,15% C, 0,05 - 0,6% Si, 0,5 - 1,4% Mn, 0,1 - 0,8% Mo, idet det samlede innhold av Mn og Mo ligger mellom 1,1 og 1,7%, Al og/eller Ti i mengder av 0,01 - 0,09% Al og/eller 0,001 - 0,15% Ti, eventuelt ett eller flere av følgende elementer: mindre enn 2,0% Ni, mindre enn 0,12% V, mindre enn 0,04% Nb, og mindre enn 0,005% B, og resten Fe samt uunngåelige urenheter, k a r a k - t e r i s e r t v e d at stålet etter oppvarming over omvandlingspunktet A_3 , kjøles fra 800°C ned til 500°C i løpet av 3 - 50 sekunder og kontinuerlig fra 500°C til 200°C på mere enn 20 sekunder, eventuelt etterfulgt av en anløpning.

Anførte publikasjoner:

Britisk patent nr. 838.960
Fransk patent nr. 1.027.468

124649



71



124649

FIG. 5

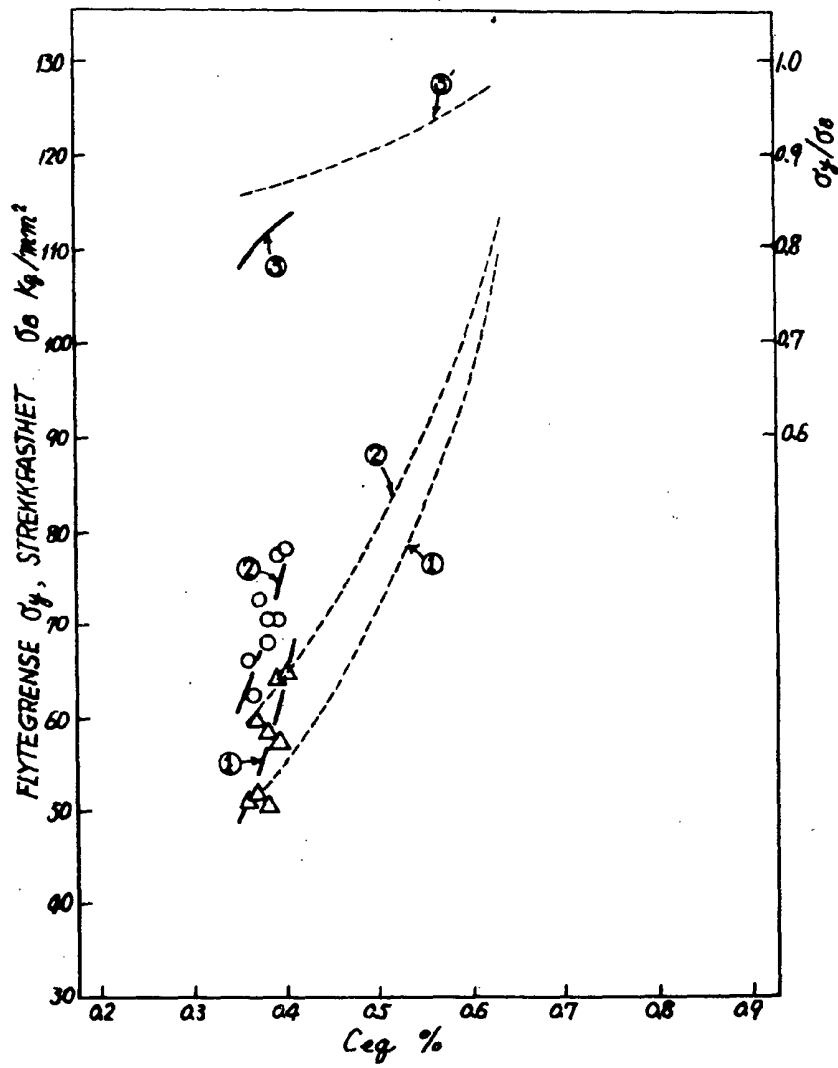


FIG. 6

