



(12) PATENT

(11) 341748

(13) B1

NORGE

(19) NO

(51) Int Cl.

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/42 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

C22C 38/46 (2006.01)

C22C 38/48 (2006.01)

C22C 38/50 (2006.01)

C21D 9/02 (2006.01)

C21D 8/06 (2006.01)

Patentstyret

(21)	Søknadsnr	20082766	(86)	Int.inng.dag og søknadsnr	2006.12.11 PCT/FR2006/02700
(22)	Inng.dag	2008.06.16	(85)	Videreføringsdag	2008.06.16
(24)	Løpedag	2006.12.11	(30)	Prioritet	2005.12.15, FR, 05 12775
(41)	Alm.tilgj	2008.07.14			
(45)	Meddelt	2018.01.15			
(73)	Innehaver	ASCO INDUSTRIES, Avenue de France, FR-57300 HAGONDANGE, Frankrike			
(72)	Oppfinner	Nao Yoshihara, 7-3-1 Takamari Tarumi-ku Kobe, JP-655-0016 HYOGO, Japan Kazuhisa Kawata, 9-10 Mondo-Okada-Cho Nishinomiya, JP-662-0826 HYOGO, Japan Julie Mougín, 13 les Jardins du Grésivaudan, 566 avenue du granier, FR-38530 PONTCHARRA, Frankrike Jacques Languillaume, 807 bis le Pré Raz, FR-73110 ARVILLARD, Frankrike			
(74)	Fullmektig	Bryn Aarflot AS, Postboks 449 Sentrum, 0104 OSLO, Norge			

(54)	Benevnelse	Fjærstål, fremgangsmåte for fremstilling av en fjær ved anvendelse av nevnte stål og en fjær laget av slikt stål
(56)	Anførte publikasjoner	JP H09324219 A,
(57)	Sammendrag	

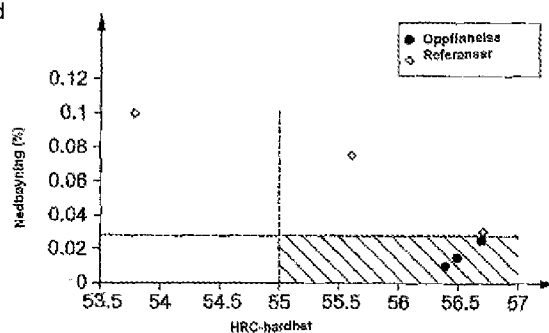
Fjærstål med høy utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold og med høy motstand mot syklisk nedbøyning, og med følgende sammensetning i vektprosent:

C	= 0,45 - 0,70%
Si	= 1,65 - 2,50%
Mn	= 0,20 - 0,75%
Cr	= 0,60 - 2%
Ni	= 0,15 - 1%
Mo	= spor - 1%
V	= 0,003 - 0,8%
Cu	= 0,10 - 1%
Ti	= 0,020 - 0,2%
Nb	= spor - 0,2%
Al	= 0,002 - 0,050%
P	= spor - 0,015%
S	= spor - 0,015%
O	= spor - 0,0020%
N	= 0,0020 - 0,0110%

hvor resten er jern, og urenheter som skyldes stålframstillingsprosessen, hvor karbonekvivalent Ceq-innholdet er beregnet ifølge formelen:

$$Ceq\% = [C\%] + 0,12 [Si\%] + 0,17 [Mn\%] - 0,1 [Ni\%] + 0,13 [Cr\%] - 0,24 [V\%]$$

er mellom 0,80 og 1,00%, og hvis hardhet, etter bråkjøling og anløping er større enn eller lik 55 HRC.



Oppfinnelsen angår stålproduksjon, og nærmere bestemt fjærstål.

Generelt, når økende utmattingspenninger påføres fjærer, trenger fjærer kontinuerlig økende hardhet og strekkfasthet. Følgelig øker sårbarheten overfor sprekker som begynner på defekter, så som inneslutninger eller overflatedefekter som genereres under fjærfremstilling, og utmattingsmotstand er tilbøyelig til å bli begrenset. For det annet må fjærer som anvendes i meget korroderende miljøer, så som opphengningsfjærer, ha minst like og fortrinnsvis bedre utmattingssegenskaper i korroderende forhold ettersom de bruker stål med høyere hardhet og strekkfasthet. Følgelig er slike fjærer tilbøyelige til å brette ved defektene, umiddelbart under utmattingscyklusene i luft, og senere under utmattingscykluser i et korrosivt medium. Særlig for utmatting under korroderende forhold kan defekter begynne i korrosjonsgroper. Med økende påført spenning, er det dessuten vanskeligere å forbedre utmattingslevetiden under korroderende forhold eller å holde dem ved et ekvivalent nivå, gitt det faktum at virkningene av spenningskonsentrasjonen på korrosjonsgroper, på overflatedefekter på fjærer som kan genereres under fjærvikling, under andre trinn i fremstillingsprosessen, eller i ikke-metalliske inneslutninger, bli mer kritisk når fjærhardheten øker.

Ifølge teknikkens stilling beskriver publikasjoner FR-A-2740476 og JP-3474373B en fjærstålqualität med god bestandighet mot hydrogensprøhet og god utmattingsbestandighet, hvor inneslutninger av karbonitrosulfider som inneholder minst ett av elementene titan, niob, zirkonium, tantal eller hafnium kontrolleres slik at de har lavere gjennomsnittsstørrelse, mindre enn 5 μm i diameter, og slik at de er meget tallrike (10.000 eller flere på en snittseksjon).

JP09324219 A beskriver en ståltype for fjærer som inneholder Cr, Ni, V, Cu, Ti og Nb som har bestandighet mot hydrogensprøhet, en styrke høyere enn 2000 MPa og en hardhet høyere enn 50 HRC.

Imidlertid fører denne type stål, etter bråkjøling og anløping i henhold til den industrielle fjærfremstillingsprosess, til et hardhetsnivå på bare 50 HRC eller noe høyere, tilsvarende en sprekkefasthet på 1700 MPa eller litt høyere, men ikke meget over 1900 MPa, tilsvarende en hardhet på 53,5 HRC. På grunn av dette moderate hardhetsnivå, har dette stål bare moderat nedbøyningsmotstand, idet stål med en høyere strekkfasthet er nødvendig for å forbedre nedbøyningsmotstand. Følgelig vil slikt stål ikke sikre et utmerket kompromiss mellom høy motstand, som

vil være over 2100 MPa, en hardhet som vil være høyere enn 55 HRC, en høy utmattingsbestandighet i luft og utmattingsbestandighet under korroderende forhold som er minst ekvivalent, om ikke høyere enn den som er nødvendig for fjærer.

5 Formålet med oppfinnelsen er å foreslå midler for samtidig å øke, sammenlignet med kjente stål, fjærhardhet og strekkfasthet, utmattingssegenskaper i luft, gjør utmattingsbestandighet under korroderende forhold i det minste ekvivalente, om ikke høyere, øke fjærnedbøyningsmotstand og redusere følsomheten med hensyn til overflatedefekter som kan oppstå under fjærvikling.

10 Med dette i minne, er formålet med oppfinnelsen et fjærstål med høy utmattingsbestandighet i luft og i korroderende miljøer og med høy motstand mot syklisk nedbøyning, hvor sammensetningen i vektprosent er:

	C	= 0,45 - 0,70%
	Si	= 1,65 - 2,50%
15	Mn	= 0,20 - 0,75%
	Cr	= 0,60 - 2%
	Ni	= 0,15 - 1%
	Mo	= spor - 1%
	V	= 0,003 - 0,8%
20	Cu	= 0,10 - 1%
	Ti	= 0,020 - 0,2%
	Nb	= spor - 0,2%
	Al	= 0,002 - 0,050%
	P	= spor - 0,015%
25	S	= spor - 0,015%
	O	= spor - 0,0020%
	N	= 0,0020 - 0,0110%

30 Idet resten er jern, og urenheter som skyldes stålfremstillingsprosessen, der karbonekvivalent (Ceq)-innholdet beregnet i henhold til formelen:

$$\text{Ceq}\% = [\text{C}\%] + 0,12 [\text{Si}\%] + 0,17 [\text{Mn}\%] - 0,1 [\text{Ni}\%] + 0,13 [\text{Cr}\%] - 0,24[\text{V}\%]$$

er mellom 0,80 og 1,00%, og hvis hardhet, etter bråkjøling og anløping er større enn eller lik 55 HRC. Den maksimale størrelse av titannitrid eller karbo-

nitrider observert ved $1,5 \pm 0,5$ mm av overflatearealet på en stang (bar) eller en valsetråd (wire rod), et stangkutt (slug) eller en fjær over 100 mm^2 av seksjonens overflateareal er mindre enn eller lik $20 \text{ }\mu\text{m}$, nevnte størrelse er kvadratrotten av overflatearealet til inneslutningene som betraktes som kvadrater.

5 Fortrinnsvis er stålsammensetningen:

C = 0,45 - 0,65%

Si = 1,65 - 2,20%

Mn = 0,20 - 0,65%

Cr = 0,80 - 1,7%

10 Ni = 0,15 - 0,80%

Mo = spor - 0,80%

V = 0,003 - 0,5%

Cu = 0,10 - 0,90%

Ti = 0,020 - 0,15%

15 Nb = spor - 0,15%

Al = 0,002 - 0,050%

P = spor - 0,010%

S = spor - 0,010%

O = spor - 0,0020%

20 N = 0,0020 - 0,0110%

Resten er jern og urenheter som skyldes stålproduksjonsprosessen.

Et ytterligere formål med oppfinnelsen er en fremgangsmåte for fremstilling av et fjærstål med høy utmattingsfasthet i luft og i korroderende miljøer og høy motstand mot syklisk nedbøyning, hvor et flytende stål fremstilles i en konverter eller en elektroovn, dets sammensetning justeres, det støpes til blokker eller strengstøpingsemner (billets) eller barrer (ingots) som får avkjøles til romtemperatur; som vales til stenger, valsetråd eller stangkutt og omdannes til fjærer, karakterisert ved at:

30 - stålet er av den førnevnte type;

- etter at de har stivnet har blokkene, emnene eller barrene en minimums gjennomsnittlig avkjølingshastighet på $0,3^\circ\text{C/s}$ mellom $1450 - 1300^\circ\text{C}$;

- blokkene, emnene eller barrene vales mellom 1200 - 800°C i én eller to gjenoppvarmings- og valesykluser;

- og stengene, valsetrådene eller stangkuttene, eller fjærene laget av disse, austenittiseres mellom 850 - 1000°C, etterfulgt av en bråkjøling i vann, bråkjøling i polymer eller en bråkjøling i olje, og ved anløping ved 300 - 550°C, slik at det leveres stål med hardhet større enn eller lik 55 HCR.

Et ytterligere formål med oppfinnelsen er fjærer laget av slikt stål, og fjærer laget av stål fremkommet ved hjelp av den førnevnte fremgangsmåte.

På en uventet måte innså oppfinnerne at et stål med egenskapene til den førnevnte inneslutningssammensetning og morfologi, etter stålfremstilling, støping, valsing, bråkjøling og anløping utført under spesielle forhold, sikret en hardhet større enn 55 HRC, og samtidig sikret utmerket kompromiss mellom høyt varighetsnivå overfor utmatting i luft og overfor utmatting under korroderende forhold, høy bestandighet overfor syklisk nedbøyning og lav følsomhet overfor overflatedefekter som oppstår under fremstilling av fjæren.

Oppfinnelsen vil bli bedre forstått ved å lese den følgende beskrivelse, i tilknytning til de medfølgende figurer, hvor:

- Figur 1 viser resultatene av hardhetstester og sykliske nedbøyningstester for stål ifølge oppfinnelsen og referansestål;

- Figur 2 viser resultatene av utmattingstester i luft som funksjon av stålhardhet for stål ifølge oppfinnelsen og referansestål;

- Figur 3 viser resultatene av Charpy fallslagtester som funksjon av stålhardhet for stål ifølge oppfinnelsen og referansestål; og

- Figur 4 viser resultatene av utmattingstester under korroderende forhold som funksjon av stålhardhet for stål ifølge oppfinnelsen og referansestål.

Stålsammensetningen ifølge oppfinnelsen må tilfredsstillende de følgende betingelser.

Karboninnholdet må være mellom 0,45% og 0,7%. Etter bråkjøling og anløping øker karbon strekkfastheten og hardheten til stålet. Hvis karboninnholdet er mindre enn 0,45%, i temperaturområdet som vanligvis anvendes for fremstilling av fjærer, vil ingen bråkjølings- og anløpingsbehandling føre til den høye fasthet og hardhet til stålet beskrevet i oppfinnelsen. For det annet, hvis karboninnholdet overstiger 0,7% fortrinnsvis 0,65% kan grove og meget harde karbider, kombinert

med krom, molybden og vanadium forbli uoppløst under austenittiseringen som utføres før bråkjølingen, og kan i betydelig grad påvirke utmattingslevetiden i luft, utmattingsbestandighet i korroderende miljøer samt også seighet. Følgelig må karboninnhold over 0,7% unngås. Fortrinnsvis bør den ikke overstige 0,65%

5 Silisiuminnholdet er mellom 1,65% og 2,5%. Silisium er et viktig element som sikrer, ved sitt nærvær i fast oppløsning, høye fasthets- og hardhetsnivåer, så vel som høye karbonekvivalentverdier C_{eq} og nedbøyningsmotstand. For å oppnå strekkfasthets- og hardhetsverdiene til stålet ifølge oppfinnelsen, må silisiuminnholdet ikke være mindre enn 1,65%. Dessuten bidrar silisium i det minste delvis til ståldeoksidasjon. Hvis dets innhold overstiger 2,5%, fortrinnsvis 2,2%, kan oksygeninnholdet i stålet, av termodynamiske grunner, være større enn 0,0020%, fortrinnsvis 0,0025%. Dette innebærer dannelse av oksider av ulike sammensetninger som er skadelige for utmattingsmotstand i luft. For silisiuminnhold større enn 2,5%, kan dessuten ulike kombinerte elementer så som mangan, krom eller 10 andre, segregere under stivning, etter støping. Denne segregering er meget skadelig for utmattingsoppførsel i luft og for utmattingsmotstand under korroderende forhold. Endelig, for silisiuminnhold større enn 2,5% blir avkulling ved overflaten til stenger eller valsestenger for fjærer, for høy for fjærenes bruksegenskaper. Dette er grunnen til at silisiuminnholdet ikke må overstige 2,5% og fortrinnsvis 2,2%.

20 Manganinnholdet er mellom 0,20% og 0,75%. Kombinert med restsvovel ved spornivå til 0,015%, må manganinnholdet være minst ti ganger høyere enn svovelinnholdet, for å unngå dannelse av jernsulfider som er ekstremt skadelige for stålvalsing. Følgelig kreves et minimum manganinnhold på 0,20%. Videre bidrar mangan til herdning av fast oppløsning under bråkjøling av stålet, så vel som 25 nikkell, krom, molybden og vanadium, som gir høye strekkfasthets- og hardhetsverdier og karbonekvivalenten C_{eq} -verdi for stålet beskrevet i oppfinnelsen. Manganinnhold større enn 0,75%, fortrinnsvis 0,65%, kombinert med silisium, kan segregere under størkningstrinnet, etter stålfremstilling og -støping. Disse segregeringer er skadelige for bruksegenskapene og for homogeniteten til stålet. Dette er grunnen til at manganinnholdet ikke må overskride 0,75%, og fortrinnsvis 30 0,65%.

Krominnholdet må være mellom 0,60% og 2%, og fortrinnsvis 0,80% og 1,70%. Krom tilsettes for å oppnå, i fast oppløsning etter austenittisering, bråkjø-

ling og anløping, høye verdier for strekkfasthet og hardhet, og for å bidra til å oppnå karbonekvivalenten Ceq-verdien, men også for å øke utmattingsmotstanden under korroderende forhold. For å sikre disse egenskaper, må krominnholdet være minst 0,60%, og fortrinnsvis minst 0,80%. Over 2%, fortrinnsvis 1,7, kan spesielt grove, meget harde kromkarbider, kombinert med vanadium og molybden, være igjen etter austenittiseringsbehandlingen som går forut for bråkjølingen. Slike karbider påvirker i stor grad utmattingsbestandigheten i luft. Derfor må krominnholdet ikke overstige 2%.

Nikkelinnholdet er mellom 0,15% og 1%. Nikkel tilsettes for å øke stålets herdningsevne, så vel som strekkfasthet og hardhet etter bråkjøling og anløping. Ettersom det ikke danner karbider, bidrar nikkel til stålherdning, i likhet med krom, molybden og vanadium, uten å danne spesielt grove, harde karbider som ikke vil bli oppløst under austenittiseringen som går forut for bråkjølingen, og kunne være skadelig for utmattingsmotstand i luft. Det betyr også at karbonekvivalenten kan justeres mellom 0,8% og 1% i stålet ifølge oppfinnelsen etter behov. Som et ikke-oksiderbart element, forbedrer nikkel utmattingsmotstand under korroderende forhold. For å sikre at disse effekter er signifikante, må nikkelinnholdet ikke være lavere enn 0,15%. Derimot kan nikkel over 1%, fortrinnsvis 0,8% føre til for høyt austenitrestinnhold, hvis nærvær er meget skadelig for utmattingsfasthet under korroderende forhold. Videre øker høye nikkelnivåer i betydelig grad stålkostnaden. Av alle disse grunner må nikkelinnholdet ikke overstige 1%, fortrinnsvis 0,80%.

Molybdeninnholdet må være mellom spor og 1%. Når det gjelder krom, øker molybden herdbarhet, så vel som fasthet. Videre har det lavt oksideringspotensial. Av disse to grunner er molybden gunstig for utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold. Men, for innhold over 1%, fortrinnsvis 0,80%, kan grove, meget harde molybdenkarbider bli igjen, eventuelt kombinert med vanadium og krom, etter austenittiseringen som går forut for bråkjølingen. Disse spesielle karbider er meget skadelige for utmattingsmotstand i luft. Endelig, vil tilsetning av mer enn 1% molybden nødvendig øke stålkostnaden. Derfor må molybdeninnholdet ikke overstige 1%, og fortrinnsvis 0,80%.

Vanadiuminnholdet må være mellom 0,003% og 0,8%. Vanadium er et element som øker herdbarhet, strekkfasthet og hardhet etter bråkjøling og anlø-

ping. Videre, kombinert med nitrogen, danner vanadium et stort antall fine submikroskopiske vanadium eller vanadium- og titannitrider som raffinerer kornstørrelsen (refine the grain) og øker strekkfasthets- og hardhetsnivåer, ved strukturell herding. For å oppnå dannelse av submikroskopisk vanadium eller vanadium og titannitrider som gir finere kornstørrelse, må vanadium være til stede med et minimumsinhold på 0,003%. Men, dette element er kostbart og det må holdes ved denne lave grense hvis et kompromiss er ønsket mellom kostnadene ved stål- fremstilling og finkornetheten. Vanadium må ikke overstige 0,8% og fortrinnsvis 0,5%, fordi over denne verdi kan et presipitat av grove, meget harde vanadium-
5 inneholdende karbider forbli uopløste under austenittiseringen som går forut for bråkjølingen. Dette kan være meget ugunstig for utmattingsmotstand i luft, for høye fasthets- og hardhetsverdier i stålet ifølge oppfinnelsen. Videre vil tilsetning av mer enn 0,8% vanadium øke stålkostnaden unødvendig.

Kopperinnholdet må være mellom 0,10% og 1%. Kopper er et element som
15 herdner stål når det er i fast oppløsning etter bråkjøling og anløpingsbehandling. Følgelig kan det tilsettes sammen med andre elementer som bidrar til å øke stålets fasthet og hardhet. Ettersom det ikke kan kombineres med karbon, herdner det stålet uten å danne grove, harde karbider som skader utmattingsmotstand i luft. Fra et elektrokjemisk synspunkt er dets passiviseringspotensial høyere enn
20 jernets, og følgelig favoriserer det stålutmattingsmotstand under korroderende forhold. For å sikre at disse effekter er signifikante, må kopperinnholdet ikke være lavere enn 0,10%. Derimot har innhold av mer enn 1%, fortrinnsvis 0,90% kopper en meget skadelig innvirkning på oppførselen under varmevalsing. Derfor må kopperinnholdet ikke overstige 1% og fortrinnsvis 0,90%.

Titaninnholdet må være mellom 0,020% og 0,2%. Titan tilsettes for å danne, kombinert med nitrogen, fortrinnsvis også karbon og/eller vanadium, fine, submikroskopiske nitrider eller karbonitrider som raffinerer de austenittiske korn under austenittiseringen som går forut for bråkjølingen. Følgelig øker det overflate-
25 arealet til korn grensene i stålet, og reduserer derved mengden av uunngåelige urenheter som segregerer i korn grensene, så som fosfor. Slike intergranulære segregeringer vil være meget skadelige for seighet og utmattingsmotstand i luft hvis de forekommer ved høye konsentrasjoner per overflatearealenhet ved korn grensene. Videre vil titan, når det kombineres med karbon og nitrogen, fortrinnsvis med
30

vanadium og niob, føre til dannelse av andre fine nitrider eller karbonitrider og frembringe en irreversibel innfangningseffekt for noen elementer, så som hydrogen som dannes under korrosjonsreaksjoner, og som kan være ekstremt skadelig for utmattingsmotstand under korroderende forhold. For god effektivitet må titaninnholdet ikke være lavere enn 0,020%. Derimot kan titan over 0,2%, fortrinnsvis 0,15%, føre til dannelse av grove, harde karbonitrider som er meget skadelige for utmattingsmotstand i luft. Sistnevnte effekt er enda mer skadelig for høyere nivåer av strekkfasthet og hardhet i stålet ifølge oppfinnelsen. Av disse grunner må titaninnholdet ikke overstige 0,2%, fortrinnsvis 0,15%.

Niobinnholdet må være mellom spor og 0,2%. Niob tilsettes for i kombinasjon med karbon og nitrogen å danne ekstremt fine, submikroskopiske presipitater av nitrider og/eller karbider og/eller karbonitrider som raffinerer de austenittiske korn under austenittiseringen som går forut for bråkjølingen, særlig når aluminiumsinnholdet er lavt (for eksempel 0,002%). Følgelig øker niob overflatearealet til korn grensene i stålet, og bidrar til den samme gunstige effekt som titan med hensyn til korn grensesprøhet ved uunngåelige urenheter så som fosfor, hvis effekt er meget skadelig for seighet og utmattingsmotstand under korroderende forhold. Videre bidrar ekstremt fine presipitater av niobnitrider eller karbonitrider til stålherdning gjennom strukturell herdning. Imidlertid må niobinnholdet ikke overstige 0,2%, fortrinnsvis 0,15%, slik at nitridene eller karbonitridene forblir meget fine, for å sikre austenittisk kornraffinering og unngå at det dannes sprekker eller spalter under varmvalsing. Av disse grunner må niobinnholdet ikke overstige 0,2%, fortrinnsvis 0,15%.

Aluminiumsinnholdet må være mellom 0,002% og 0,050%. Aluminium kan tilsettes for å fullføre ståldeoksidasjon og oppnå det lavest mulige oksygeninnhold, absolutt mindre enn 0,0020% i stålet ifølge oppfinnelsen. Videre, kombinert med nitrogen, bidrar aluminium til å raffinere kornene ved å danne submikroskopiske nitrider. For å sikre disse to funksjoner, må aluminiuminnholdet ikke være lavere enn 0,002%. Derimot kan et aluminiuminnhold som overstiger 0,05% føre til nærvær av store, isolerte inneslutninger eller til aluminater som er finere, men hardere og angulære, i form av lange "stringers" som er skadelige for utmattingslevetid i luft og for renheten til stålet. Av denne grunn må aluminiumsinnholdet ikke overstige 0,05%.

Fosforinnholdet må være mellom spor og 0,015%. Fosfor er en uunngåelig renhet i stål. Under en bråkjølings- og anløpingsbehandling, sam-segregerer det med elementer så som krom og mangan i de tidligere austenittiske korn grenser. Følgen er redusert kohesjon i korn grensene og intergranulær sprøhet som er meget skadelig for utmattingsmotstand i luft. Disse virkninger er enda skadeligere for de høye strekkfastheter og hardheter som kreves i stål ifølge oppfinnelsen. Med sikte på samtidig oppnåelse av fjærstål med høy strekkfasthet og hardhet samt god utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold, må fosforinnholdet være så lavt som mulig og må ikke overstige 0,015% fortrinnsvis 0,010%.

Svovelinholdet er mellom spor og 0,015%. Svovel er en uunngåelig urenhhet i stål. Dens innhold må holdes så lavt som mulig, mellom spor og 0,015%, og fortrinnsvis høyst 0,010%. Følgelig ønsker vi å unngå nærvær av sulfider som er ugunstige for utmattingsmotstand under korroderende forhold og utmattingsmotstand i luft, for høye fasthets- og hardhetsverdier i stålet ifølge oppfinnelsen.

Oksygeninnholdet må være mellom spor og 0,0020%. Oksygen er også en uunngåelig urenhhet i stål. Kombinert med deoksideringselementer kan oksygen føre til at det oppstår isolerte, grove, meget harde, angulære inneslutninger, eller til inneslutninger som er finere, men i form av lange stringers som er meget skadelige for utmattingsmotstand i luft. Disse virkninger er enda skadeligere ved høye strekkfastheter og hardheter for stålene ifølge oppfinnelsen. Av disse grunner, for å sikre et godt kompromiss mellom høy strekkfasthet og hardhet og høy utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold i stålet ifølge oppfinnelsen, må oksygeninnholdet ikke overstige 0,0020%.

Nitrogeninnholdet må være mellom 0,0020% og 0,0110%. Nitrogenet må kontrolleres i dette området for derved, kombinert med titan, niob, aluminium eller vanadium, å danne et tilstrekkelig antall av meget fine submikroskopiske nitrider, karbider eller karbonitrider som raffinerer kornene. For å gjøre dette må følgelig minimum nitrogeninnhold være 0,0020%. Dets innhold må ikke overstige 0,0110% for å unngå at det dannes grove, harde titannitrider eller karbonitrider større enn 20 μm , observert ved 1,5 mm \pm 0,5 mm fra overflaten til stengene eller valsetrådene som brukes til å fremstille fjærene. Denne posisjon er det sted som er mest kritisk med hensyn til fjærenes utmattingsbelastning. Faktisk er slike store nitrider eller karbonitrider meget ugunstige for utmattingsmotstand i luft for høye verdier av

fasthet og hardhet for stålene ifølge oppfinnelsen, gitt den anstendighet at under testene på utmatting i luft, brekker disse fjærene ved det sted hvor slike store inneslutninger som tidligere var beliggende i det angitte område på fjærenes overflate, når disse inneslutninger var til stede.

5 For å estimere størrelsen av titannitrider og karbonitrider betrakter vi inneslutningene som kvadrater og vi foreslår at deres størrelse er lik kvadratroten av deres overflateareal.

En fremgangsmåte for fremstilling av fjærer i henhold til oppfinnelsen skal nå beskrives.

10 En ikke-begrensende fremgangsmåte for fremstilling av stål, som svarer til oppfinnelsen er som følger. Flytende stål frembringes enten i en konverter, eller i en elektroovn, hvorefter det gjennomgår en støpeøse metallurgibehandling hvor legeringselementer tilsettes og deoksidering utføres, og generelt alle sekundære metallurgioperasjoner som leverer et stål som har sammensetningen ifølge opp-

15 finnelsen og unngår dannelse av sulfid eller "karbonitrosulfid"-komplekser av elementer så som titan og/eller niob og/eller vanadium. For å unngå dannelse av slike grove presipitater under stålfremstilling, har oppfinnerne oppdaget, på en uventet måte, at innholdet av de ulike elementer, særlig elementene titan, nitrogen, vanadium og svovel, å kontrolleres omhyggelig i de tidligere angitte grenser. Etter

20 fremgangsmåten som nettopp er beskrevet, støpes stålet i form av blokker eller emner, eller i barrer. Men, for fullstendig å unngå at det dannes, eller for i størst mulig grad å unngå at det dannes, grove titannitrider eller karbonitrider under og etter størkningen av disse produkter, har vi funnet at den gjennomsnittlige avkjø-

25 lingshastighet for disse produkter (blokker, emner eller barrer) må kontrolleres slik at de er 0,3°C/s eller høyere mellom 1450 - 1300°C. Når vi arbeider i disse forhold under størknings- og avkjølingstrinnene, observerer vi på en uventet måte at størrelsen av de groveste titannitrider eller karbonitrider som observeres på fjærene er alltid mindre enn 20 µm. Posisjonen og størrelsen av disse titanpresipitater vil bli omtalt i det følgende.

30 Når de har gått tilbake til romtemperatur, blir produkter som har den presise sammensetning ifølge oppfinnelsen (blokker, emner eller barrer) deretter gjenoppvarmet og valset mellom 1200 - 800°C i form av valsetråder eller stenger i en enkelt eller dobbelt oppvarmings- og valseprosess. Så, for å oppnå egenskapene til

stålet som er spesiell for oppfinnelsen, blir stengene, valsetrådene, stangkuttene eller til og med fjærer som er fremstilt av disse stenger eller valsetråder, deretter utsatt for en bråkjølingsbehandling i vann, en bråkjøling i polymer eller en bråkjøling i olje etter austenittisering i et temperaturområde fra 850 - 1000°C, for derved

5 å oppnå et fint austenittisk korn hvor ingen korn er grovere enn 9 på ASTM-kornstørrelsesskalaen. Denne bråkjølingsbehandlingen blir så etterfulgt av en anløpingsbehandling spesielt utført mellom 300 - 550°C, som fører til de høye strekkfasthets- og hardhetsnivåer som kreves for stålet, og unngår for det første en mikrostruktur som ville ført til sprøhet under anløping, og for det annet, for høy rest-austenitt. Vi fant at sprøhet under anløping og for høyt nivå av rest-austenitt er

10 ekstremt skadelig for utmattingsmotstand under korroderende forhold for stålet ifølge oppfinnelsen. I det til tilfellet hvor fjærene er fremstilt av stenger som ikke er blitt varmebehandlet eller fra valsetråder eller stangkutt laget av slike stenger, må ovennevnte behandlinger (bråkjøling og anløping) utføres på selve fjærene under

15 de ovennevnte forhold. I det tilfellet hvor fjærene er fremstilt ved bruk av kaldforming, kan disse varmebehandlinger utføres på stengene, valsetrådene eller stangkuttene laget av disse stenger før fremstilling av fjæren.

Det erkjent at hardheten til stål avhenger ikke bare av dets sammensetning, men også av bråkjølingstemperaturen det ble utsatt for. Det må forstås at for alle

20 sammensetninger ifølge oppfinnelsen, er det mulig å finne bråkjølingstemperaturer i det industrielle område på 300 - 550°C som gir den ønskede minimumshardhet på 55 HRC.

Ettersom nitrider og karbonitrider er meget harde, vil deres størrelse som tidligere nevnt ikke endres i det hele tatt under stålomdanningstrinnene. Derfor er

25 det ikke viktig hvorvidt det måles på mellomproduktet (stang, valsetråd eller stangkutt) som vil bli brukt til å fremstille fjæren eller på selve fjæren.

Oppfinnelsen gir fjærstål som kan kombinere høy hardhet og strekkfasthet og som er en forbedring overfor teknikkens stilling, så vel som forbedret utmattingssegenskaper i luft og nedbøyningsmotstand, utmattingssegenskaper under korroderende forhold, minst ekvivalent med de til kjente stål for denne bruk, eller til og

30 med bedre, og mindre utsatt for spenningskonsentrasjoner på grunn av overflatedefekter som kan dannes under fjærfremstilling, ved tilsetning av mikrolegerte ele-

menter, en reduksjon i restelementer og styring av stålets analyse og produksjonsbane.

Oppfinnelsen skal nå illustreres ved bruk av eksempler og referanse-eksempler. Tabell I viser stålsammensetningene ifølge oppfinnelsen og referanse-
5 stål. Karbonekvivalenten C_{eq} er gitt ved den følgende formel:

$$C_{eq} = [C] + 0,12 [Si] + 0,17 [Mn] - 0,1 [Ni] + 0,13 [Cr] - 0,24[V]$$

hvor [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr] og [V] representerer innholdet av hvert element i vektprosent.

	C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Ti	Cu	Mo	Nb	P	S	Al	N	O	C_{eq}
Stål iflg oppf. 1	0,48	1,82	0,21	0,15	1,48	0,204	0,072	0,20	0,02	0	0,006	0,006	0,034	0,0051	0,0007	0,86
Stål iflg oppf. 2	0,58	1,79	0,22	0,15	0,98	0,216	0,073	0,20	0,03	0	0,006	0,008	0,032	0,0051	0,0007	0,89
Stål iflg oppf. 3	0,59	1,80	0,22	0,15	0,99	0,212	0,025	0,20	0,03	0,022	0,007	0,008	0,032	0,0066	0,0008	0,91
Stål iflg oppf. 4	0,48	2,10	0,21	0,70	1,50	0,152	0,069	0,51	0,03	0	0,005	0,005	0,032	0,0042	0,0008	0,86
Stål iflg oppf. 5	0,54	1,81	0,23	0,34	1,25	0,098	0,077	0,42	0,02	0	0,006	0,008	0,031	0,0041	0,0007	0,90
Ref. stål 1	0,60	1,73	0,88	0,08	0,20	0,154	0,002	0,19	0,03	0,020	0,010	0,019	0,002	0,0084	0,0010	0,94
Ref. stål 2	0,40	1,79	0,17	0,53	1,04	0,166	0,064	0,20	0,01	0	0,013	0,004	0,020	0,0034	0,0011	0,69
Ref. stål 3	0,48	1,45	0,89	0,11	0,47	0,136	0,002	0,19	0,02	0	0,011	0,013	0,003	0,0062	0,0010	0,82

10

Tabell 1: Kjemisk sammensetning av de testede stål (i %)

Tabell 2 viser hardhetsverdiene oppnådd for stål ifølge oppfinnelsen og referansestål som en funksjon av bråkjølingstemperaturen som ble benyttet.

15

	Bråkjølings- temperatur (°C)	HRC- hardhet	Bråkjølings- temperatur (°C)	HRC- hardhet
Stål ifølge oppfinnelsen 1	350	56,9	400	55,3
Stål ifølge oppfinnelsen 2	350	58,5	400	57,1
Stål ifølge oppfinnelsen 3	350	59,0	400	57,2
Stål ifølge oppfinnelsen 4	350	56,7	400	55,6
Stål ifølge oppfinnelsen 5	350	57,6	400	55,8
Referansestål 1	350	57,9	400	55,1
Referansestål 2	350	54,2	400	52,5
Referansestål 3	350	54,8	400	51,3

Tabell 2: Hardhet og strekkfasthet som en funksjon av avløpingstemperatur.

5 Tabell 3 viser den maksimale størrelse av inneslutningene av titannitrid eller karbonitrid observert ved 1,5 mm fra overflaten til stål ifølge oppfinnelsen og referansestål, som ovenfor definert. Vi har også rapportert titaninnholdet i de ulike stål.

10 Den maksimale størrelse av slik titannitrid- eller karbonitrid-inneslutninger bestemmes som følger. På en stang- eller valsetråd som kommer fra en gitt stålstøping, blir et overflateareal på 100 mm² undersøkt ved et punkt beliggende 1,5 mm ± 0,5 mm under stangens eller valsetrådens overflate. Etter observasjonene blir størrelsene til titannitrid- eller karbonitrid-inneslutningen som har det største overflateareal bestemt ved å anta at inneslutningene er kvadrater og at størrelsen
15 av hver av disse inneslutninger innbefatter inneslutningen som har det største

overflateareal, er lik kvadratroten av overflatearealet. Alle inneslutningene observeres på en stang- eller valsetrådseksjon for fjærer, og observasjonene utføres på 100 mm² av hver seksjon. Stålstøpingen svarer til oppfinnelsen når den maksimale størrelse av de ovennevnte inneslutninger observert på 100 mm² ved 1,5 mm ± 0,5 mm under overflaten er mindre enn 20 µm. De tilsvarende resultater oppnådd på stål ifølge oppfinnelsen og referansestål er gitt i tabell 3.

Når det gjelder referansestålene 1 og 3, er deres titaninnhold praktisk talt null og ingen nitrider og karbonitrider er observert.

	Ti (%)	Størrelse av den største nitrid eller karbonitrid observert på 100 mm ² [µm]
Stål ifølge oppfinnelsen 1	0,072	11,8
Stål ifølge oppfinnelsen 2	0,073	12,4
Stål ifølge oppfinnelsen 3	0,025	13
Stål ifølge oppfinnelsen 4	0,069	11,9
Stål ifølge oppfinnelsen 5	0,077	14,1
Referansestål 1	0,002	-
Referansestål 2 (første undersøkelse)	0,064	20,8
Referansestål 2 (andre undersøkelse)	0,064	29
Referansestål 3	0,002	-

10

Tabell 3: Maksimum størrelse av de største titannitrid- eller karbonitrid-inneslutninger ved 1,5 mm fra prøvenes overflate.

Vi målte ikke størrelsen av inneslutningen med referansestål 1 og 3, ettersom deres titaninnhold var lavt og ikke svarte til oppfinnelsen: resultatet ville ikke blitt signifikant.

15

Prøver for utmattingstesting ble tatt fra stenger, og prøvenes endelige diameter var 11 mm. Preparering av prøvene for utmattingstesting innbefattet grovmaskinering, austinittisering, bråkjøling i olje, anløping, sliping og kuleblåsing (shot-

peening). Prøvene ble testet for torsjonsutmattning i luft. Den påførte skjærspenning var 856 ± 494 MPa og antallet sykluser til brudd ble talt. Testene ble stoppet etter $2,10^6$ sykluser hvis prøvene ikke hadde blitt ødelagt.

5 Prøver for utmattningstesting under korroderende forhold ble tatt fra stenger, og prøvenes endelig diameter var 11 mm. Preparering av prøvene for utmattningstesting innbefattet grovmaskinering, austenittisering, bråkjøling i olje, anløping, sliping og kuleblåsing. Disse prøver ble testet for utmattning under korroderende forhold, det vil si korrosjon ble påført på samme tid som en utmattingsbelastning. Utmattingsbelastningen var en skjærspenning på 856 ± 300 MPa. Den påførte korrosjon var syklisk korrosjon i to vekselvise trinn:

10 - ett trinn var et våttrinn, med påsprøyting av en 5% NaCl-oppløsning i 5 minutter ved 35°C ;

- ett trinn var et tørrtrinn uten sprøyting, i 30 minutter ved en temperatur på 35°C .

15 Antallet sykluser til brudd ble ansett å være utmattingslevetiden under korroderende forhold.

Nedbøyningsmotstand ble fastlagt ved bruk av en syklisk trykktest på sylindriske prøver. Prøvediameteren var 7 mm og deres høyde var 12 mm. De ble tatt fra stålstenger.

20 Preparering av prøvene for nedbøyingstesting innbefattet grovmaskinering, austenittisering, bråkjøling i olje, anløping og til slutt finsliping. Prøvens høyde ble målt nøyaktig før testen ble påbegynt ved bruk av en komparator som har en nøyaktighet på 1 μm . En forbelastning ble påført for å simulere fjærforhåndsinnstilling, idet denne forhåndsinnstilling var en trykkspenning på 2200 MPa.

25 Deretter ble utmattingsbelastningssyklusen påført. Denne spenning var 1270 ± 730 MPa. Høydetapet i prøven ble målt for et antall sykluser, opp til 1 million. Ved slutten av testen ble den totale nedbøying bestemt ved hjelp av en nøyaktig måling av den gjenværende høyde sammenlignet med den opprinnelige høyde, idet nedbøyningsmotstanden var bedre når høydereduksjonen, som prosent av den opprinnelige høyde, var lavere.

30 Resultatene av utmattningstestene, utmattningstester under korroderende forhold og nedbøying på stål ifølge oppfinnelsen og referansestål er gitt i tabell 4.

	HRC-hardhet	Strekfasthet (MPa)	Utmattingslevetid (antall sykluser)	Utmattingslevetid under korroderende forhold (antall sykluser)	Nedbøyning (%)
Stål ifølge oppfinnelsen 1	56,7	2129	1742967	192034	0,025
Stål ifølge oppfinnelsen 2	56,4	2106	>2000000	138112	0,01
Stål ifølge oppfinnelsen 3	56,5	2118	>2000000	135562	0,015
Stål ifølge oppfinnelsen 4	56,9	2148	>2000000	202327	0,025
Stål ifølge oppfinnelsen 5	57,0	2156	>2000000	139809	0,025
Referansestål 1	56,7	2131	514200	96672	0,03
Referansestål 2	53,8	1898	217815	241011	0,10
Referansestål 3	55,6	2062	301524	150875	0,075

Tabell 4: Resultater av utmatting, utmatting under korroderende forhold og nedbøyningstester.

5

Fra disse tabeller ser vi at de ulike referansestål er utilfredsstillende, særlig av følgende grunner.

Særlig referansestål 1 har svovelinnhold som er for høyt for godt kompromiss mellom utmattingsmotstand i luft og innhold for utmatting under korroderende forhold. Dessuten er dets manganinnhold for høyt, noe som fører til segregeringer som er skadelige for stålets homogenitet og utmattingsmotstand i luft.

10

Referansestål 2 har for lavt karboninnhold og karbonekvivalent til å sikre høy hardhet. Dets strekkfasthet er for lav for god utmattingsmotstand i luft.

15

Særlig referansestål 3 har silisiuminnhold som er for lavt for god nedbøyningsmotstand samt god utmattingsmotstand i luft.

Nedbøyningsmotstand er høyere for stålene ifølge oppfinnelsen enn for referansestål, som figur 1 viser, der det er klart at ifølge ovennevnte nedbøyningsmålinger er nedbøyningsverdiene minst 32% lavere for det verste tilfelle av stålene

ifølge oppfinnelsen (stål ifølge oppfinnelsen 1) sammenlignet med det beste tilfelle av referansestålene (referansestål 1).

Utmattingslevetiden i luft er klart høyere for stålene ifølge oppfinnelsen sammenlignet med referansestålene. Dette skyldes den økte hardhet, som figur 2
5 viser, men økt hardhet er ikke nok. Generelt er faktisk stål med høy hardhet mer utsatt for defekter, så som inneslutninger og overflatedefekter etter hvert som hardheten øker. Følgelig er stål ifølge oppfinnelsen mindre utsatt for defekter, særlig for grove inneslutninger så som titannitrider eller karbonitrider, gitt at oppfinnelsen hindrer forekomsten av slike store inneslutninger. Som tabell 3 viser, overstiger ikke de største inneslutninger som finnes i stål ifølge oppfinnelsen 14,1 μm ,
10 der inneslutninger større enn 20 μm finnes i referansestål 2. Videre kan lavere tilbøyelighet for overflatedefekter så som slike som oppstår under fjærfremstilling eller andre operasjoner når stål ifølge oppfinnelsen brukes, illustreres ved fasthetstester utført på stål ifølge oppfinnelsen og referansestål som har gjennomgått
15 en varmebehandling og har hardhet på 55 HRC eller høyere, se figur 3. Verdiene målt under Charpy-fallslagprøving på stålene ifølge oppfinnelsen (der prøvekjevnen simulerer en spenningskonsentrasjon lik andre spenningskonsentrasjoner som vi kan finne på overflatedefekter frembrakt under fremstilling av fjæren eller andre operasjoner) er høyere enn de som måles på referansestålene. Dette viser
20 at stålene ifølge oppfinnelsen er mindre utsatt for spenningskonsentrasjoner på defekter som referansestålene ifølge teknikkens stilling.

Vi vet at økt hardhet minsker utmattingsmotstand under korroderende forhold. Følgelig synes det som om stål ifølge oppfinnelsen har den fordel at deres utmattingsmotstand under korroderende forhold er høyere enn den til referansestål ifølge teknikkens stilling, og særlig hardhet større enn 55 HRC som figur 4
25 viser.

Følgelig gir oppfinnelsen høyere hardhet med et godt kompromiss mellom utmattingslevetid i luft og nedbøyningsmotstand, som er sterkt økt, og utmattingslevetid under korroderende forhold som er bedre enn de til referansestål ifølge
30 teknikkens stilling. Dessuten oppnås lavere mottakelighet for mulige overflatedefekter, særlig slike som genereres under fjærfremstilling eller andre operasjoner.

P A T E N T K R A V

1. Fjærstål med høy utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold og med høy motstand mot syklisk nedbøyning, og med følgende sammensetning i vektprosent:

5	C	= 0,45 - 0,70%
	Si	= 1,65 - 2,50%
	Mn	= 0,20 - 0,75%
	Cr	= 0,60 - 2%
10	Ni	= 0,15 - 1%
	Mo	= spor - 1%
	V	= 0,003 - 0,8%
	Cu	= 0,10 - 1%
	Ti	= 0,020 - 0,2%
15	Nb	= spor - 0,2%
	Al	= 0,002 - 0,050%
	P	= spor - 0,015%
	S	= spor - 0,015%
	O	= spor - 0,0020%
20	N	= 0,0020 - 0,0110%

hvor resten er jern, og urenheter som skyldes stålfremstillingsprosessen, hvor karbonekvivalent C_{eq} -innholdet beregnet ifølge formelen:

$$C_{eq}\% = [C\%] + 0,12 [Si\%] + 0,17 [Mn\%] - 0,1 [Ni\%] + 0,13 [Cr\%] - 0,24 [V\%]$$

er mellom 0,80 og 1,00%, og hvis hardhet, etter bråkjøling og anløping er større enn eller lik 55 HRC, den maksimale størrelse av titannitrider eller karbonitrider observert ved $1,5 \pm 0,5$ mm av overflatearealet til en stang, en valsetråd, et stangkutt eller en fjær over 100 mm^2 av seksjonens overflateareal er mindre enn eller lik $20 \mu\text{m}$, idet størrelsen er kvadratroten av overflatearealet til inneslutningene betraktet som kvadrater.

2. Fjærstål ifølge krav 1,
karakterisert ved at dets sammensetning er:

	C	= 0,45 - 0,65%
	Si	= 1,65 - 2,20%
5	Mn	= 0,20 - 0,65%
	Cr	= 0,80 - 1,7%
	Ni	= 0,15 - 0,80%
	Mo	= spor - 0,80%
	V	= 0,003 - 0,5%
10	Cu	= 0,10 - 0,90%
	Ti	= 0,020 - 0,15%
	Nb	= spor - 0,15%
	Al	= 0,002 - 0,050%
	P	= spor - 0,010%
15	S	= spor - 0,010%
	O	= spor - 0,0020%
	N	= 0,0020 - 0,0110%

idet resten er jern og urenheter som skyldes stålfremstillingsprosessen.

20 3. Fremgangsmåte for fremstilling av et fjærstål med høy utmattingsmotstand i luft og under korroderende forhold og høy motstand mot syklisk nedbøyning, hvor et flytende stål fremstilles i en konverter eller en elektroovn, dets sammensetning justeres, det støpes til blokker eller strengstøpingsemner eller barrer som får avkjøles til romtemperatur; som valeses til stenger, valsetråder eller stangkutt og om-

25 dannes til fjærer,

karakterisert ved at:

- stålet er av typen ifølge et av kravene 1 eller 2:
- etter at de er blitt faste, har blokkene, emnene eller barreene en minimums gjennomsnittlig avkjølingshastighet på 0,3°C/s mellom 1450 og 1300°C;
- 30 - blokkene, emnene eller barreene valeses mellom 1200 og 800°C i én eller to gjenoppvarmings- og valesesykluser;
- og stengene, valsetrådene eller stangkuttene, eller fjærene laget av disse, austenittiseres mellom 850 og 1000°C, fulgt av bråkjøling i vann, bråkjøling i poly-

mer eller bråkjøling i olje, og ved anløping ved 300 - 550°C, for å gi stål med hardhet større enn eller lik 55 HCR.

4. Fjær,
5 k a r a k t e r i s e r t v e d at den er laget av et stål ifølge et av kravene 1 til 2.

5. Fjær ifølge krav 4,
k a r a k t e r i s e r t v e d at den er laget av et stål som oppnås ved fremgangsmåten ifølge krav 3.

Fig.1

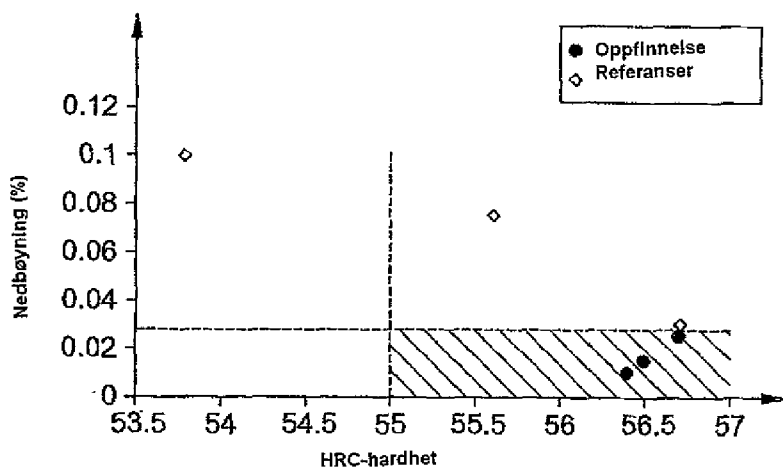


Fig.2

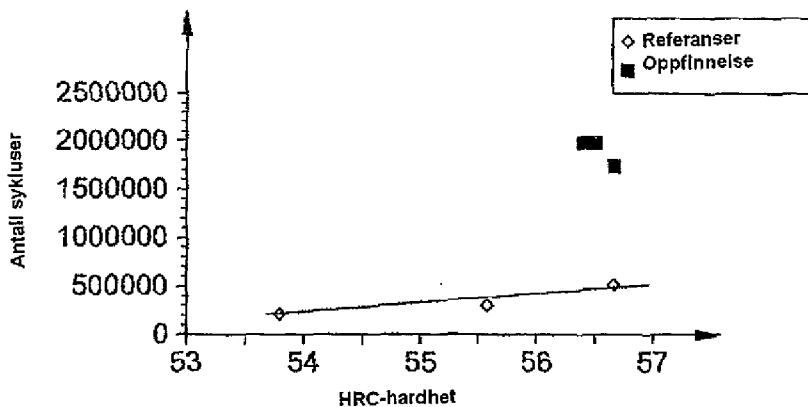


Fig.3

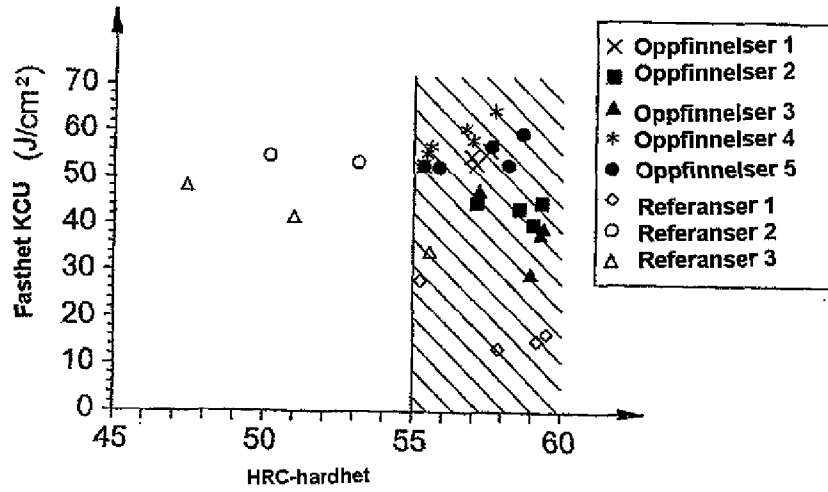


Fig.4

