



(12) PATENT

(19) NO

(11) 340613

(13) B1

NORGE

(51) Int Cl.

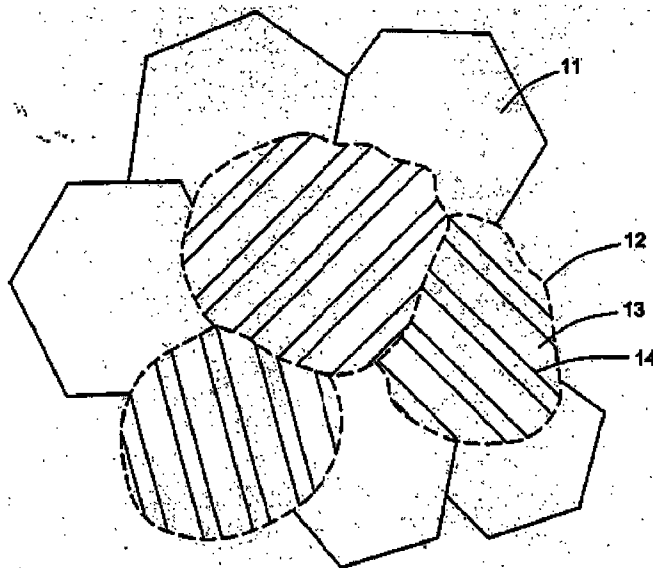
C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/08 (2006.01)

Patentstyret

(21)	Søknadsnr	20042995	(86)	Int.inng.dag og søknadsnr	2002.12.12 PCT/US2002/40126
(22)	Inng.dag	2004.07.13	(85)	Videreføringsdag	2004.07.13
(24)	Løpedag	2002.12.12	(30)	Prioritet	2001.12.14, US, 017847
(41)	Alm.tilgj	2004.09.09			
(45)	Meddelt	2017.05.15			
(73)	Innehaver	MMFX Technologies Corp, 2 Corporate Park, Suite 102, US-CA92606 IRVINE, USA			
(72)	Oppfinner	Gareth Thomas, 1104 Princeton Drive, Sonoma Greens, US-CA95476 SONOMA, USA Grzegorz J Kusinski, 2119 Carleton St., Apt. D, US-CA94704 BERKELEY, USA David Pollack, 1901 Jan Marie Place, US-CA92780 TUSTIN, USA			
(74)	Fullmektig	Oslo Patentkontor AS, Postboks 7007 Majorstua, 0306 OSLO, Norge			
(54)	Benevnelse	Trefase-nanokomposittstål			
(56)	Anførte publikasjoner	WO 0037689 A			
(57)	Sammendrag				

Høygradskarbonstål bekjentgjøres som inneholder en trefasig mikrostruktur omfattende ferrittkorn (11) sammensmeltet med korn som inneholder forskjøvede lektestrukturer hvori lektere av martensitt (13) alternerer med tynne filmer med austenitt (14). Strukturen inkluderer ferrittkorn (11) sammensmeltet med martensitt-austenittkornene (12) og hver av martensitt-austenittkornene (12) har forskjøvet lektestruktur, med vesentlige parallelle lektere (13) omfattende korn av martensittfasekrystaller, der lektene er separert ved tynne filmer (14) av gjenholdt austenittfase. Mikrostrukturen kan være dannet ved en unik fremgangsmåte for austenittisering etterfulgt av flerfasekjøling på en måte som unngår dannelse av bainitt og perlitt samt presipitering ved fasegrensene. Den ønskede mikrostrukturen kan oppnås ved støping, varmebehandling, online valsing, smiing og andre vanlige metallurgiske prosesser, og gir overlegne kombinasjoner av mekaniske egenskaper og korrosjonsegenskaper.



Oppfinnelsens område

Foreliggende oppfinnelse ligger innen området karbonstållegeringer, spesielt de med høy styrke, seighet, korrosjonsfasthet, og kaldformbarhet slik som angitt i krav 1, samt en fremgangsmåte for fremstilling av slike karbonstållegeringer som angitt i krav 6 innen teknologi for behandling av stållegeringer for å danne mikrostrukturer som gir stål med bestemte fysiske og kjemiske egenskaper.

Beskrivelse av tidligere teknikk

Stållegeringer med høy styrke og seighet og kaldformbarhet med mikrostrukturer som er kompositter av martensitt- og austenittfaser er bekjentgjort i de følgende US patenter:

4.170.497 (Gareth Thomas og Bangaru V.N. Rao) utstedt 9. oktober 1979 på en søknad innlevert 24. august 1977.

4.170.499 (Gareth Thomas og Bangaru V.N. Rao) utstedt 9. oktober 1979 på en søknad innlevert 14. september 1978 som en delfortsettelse av søknaden ovenfor innlevert 24. august 1977.

4.619.714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn og Nack-Joon Kim) utstedt 28. oktober 1986 på en søknad innlevert 29. november 1984, som en delfortsettelse av en søknad innlevert 6. august 1984.

4.671.827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim og Ramamoorthy Ramesh) utstedt 9. juni 1987 på en søknad innlevert 11. oktober 1985.

6.273.968 B1 (Gareth Thomas) utstedt 14. august 2001 på en søknad innlevert 28. mars 2000, samt i WO 0037689A.

Mikrostrukturen har en nøkkelrolle i etablering av egenskapene til en bestemt stållegering, og dermed avhenger styrken og seigheten til legeringen ikke bare av valg og mengder av legeringskomponentene, men også på krystallfasene til stede og deres ordning. Legeringer som er ment å anvendes under visse forhold krever høyere styrke og seighet, og generelt en kombinasjon av egenskaper som ofte er i konflikt, ettersom visse legeringskomponenter som bidrar til én egenskap kan redusere en annen.

Legeringene som bekjentgjøres i patentene ovenfor er karbonstållegeringer som har mikrostrukturer bestående av lektere med martensitt som alternerer med tynne filmer austenitt og legeringene bekjentgjort i patentnr. 4.619.714 er lavkarbon to-fasige stållegeringer. I noen av legeringene bekjentgjort i disse patentene er martensittet finfordelt med fine karbidkorn dannet ved autotemperering. Ordningen der lektere med en fase er separert ved tynne filmer av den andre er kjent som "forskjøvet lektestruktur", og er dannet ved først å varme legeringen til austenittområdet og så avkjøle legeringen under en faseovergangstemperatur til et område hvori austenitt omvandles til martensitt, medfulgt av valsing eller smiing for å oppnå den ønskede produktformen samt å raffinere den alternerende lekte-og-tynnefilmordningen. Denne mikrostrukturen er foretrukket fremfor den alternative tvinnete martensittstrukturen, ettersom lektestrukturen har større seighet. Patentene bekjentgjør også at et overskudd av karbon i lekteregionene presipiteres under avkjølingsprosessen for å danne sementitt (jernkarbid, Fe_3C) ved et fenomen kjent som "autotemperering". '968 patentet bekjentgjør at autotemperering kan unngås ved å begrense valg av legeringskomponenter slik at starttemperaturen til martensitt M_s , som er temperaturen der martensitt fasen først begynner å dannes, er 350 °C eller mer. I visse legeringer bidrar de autotempererte karbidene til seigheten til stålet mens andre karbider begrenser seigheten.

Den forskjøvete lektestrukturen gir et høystyrkestål som er både seigt og strekkbart, kvaliteter som er nødvendig for motstand mot sprekkdannelse og for tilstrekkelig formbarhet for å muliggjøre vellykket fremstilling av konstruksjonskomponenter fra stålet. Å regulere martensittfasen for å oppnå en forskjøvet lektestruktur istedenfor en tvunnet struktur er en av de meste effektive måtene å oppnå de nødvendige styrke- og seighetsnivåene, mens de tynne filmene med gjenholdt austenitt bidrar til strekkbarhets- og formbarhetsegenskapene. Å fremstille en slik forskjøvet lektemikrostruktur istedenfor den mindre ønskelige tvunnede strukturen oppnås ved nøye valg av legeringssammensetningen, som påvirker verdien til M_s .

I visse anvendelser er det nødvendig med stållegeringer som holder sin styrke, strekkbarhet, seighet og korrosjonsmotstand over et bredt betingelsesområde, inklusiv svært lave temperaturer. Disse og andre emner innen produksjon av stål med høy styrke og seighet som også har korrosjonsmotstand er ivaretatt i foreliggende oppfinnelse.

Oppsummering av oppfinnelsen

Det er nå funnet at karbonstållegeringer med en trippelfasig krystallstruktur gir høyere funksjon og korrosjonsmotstand over et bredt betingelsesområde. Den trippelfasige krystallstrukturen er en unik kombinasjon av ferritt-, austenitt- og martensittkrystallfaser hvori krystaller av ferritt er sammensmeltet med krystaller som inneholder den forskjøvete lektestrukturen bekjentgjort i patentene fra tidligere teknikk angitt ovenfor, dvs. lektere av martensitt som alternerer med tynne filmer med austenitt. Denne trippelfasige strukturen kan dannes på forskjellige måter, som omfatter et bredt sammensetningsområde og er dannet ved forskjellige behandlingsmåter som inkluderer forskjellige typer støping, varmebehandling og valsing eller smiing. Legeringssammensetningen benyttet i fremstillingen av den trippelfasige strukturen er en som har en martensittstarttemperatur på ca 300 °C eller mer, og fortrinnsvis ca 350 °C eller mer. Dette vil sikre at en forskjøvet lektemartensittstruktur vil bli inkludert som en del av den totale mikrostrukturen. For å bidra til å oppnå dette er karboninnholdet maksimalt 0,35 vektprosent.

Den foretrukne fremgangsmåten for å danne mikrostrukturen omfattes av trinnene angitt i krav 6 og omfatter metallurgisk behandling av en enkel karbonstållegeringssammensetning ved en prosess for trinnvis kjøling fra en austenittfase. Det første kjøletrinnet i denne fremgangsmåten omfatter en delvis rekrySTALLisering av austenittfasen for å utfelle ferrittkrystaller og derved danne en tofasig krystallstruktur fra austenitt og ferrittkrystaller. Temperaturen som nås i det første kjøletrinnet bestemmer forholdet mellom austenitt og ferritt, som kan enkelt sees av fasediagrammet for den spesifikke legeringen. Når temperaturen er nådd, blir stålet utsatt for varmforming for å oppnå ytterligere homogenisering og reduksjon, så vel som forming eller dimensjonering etter ønske, avhengig av det ønskede sluttproduktet. Varmforming kan utføres ved kontrollert valsing, som for eksempel for sluttprodukter som er runde eller flate, eller ved smiing for å gi spesifikke former, som blader, landbruksutstyr, hjelmer, helikoptersetter og lignende. Andretrinnskjøling forekommer etter varmforming ved denne mellomliggende temperaturen, hvori austenittfasen konverteres til den forskjøvete lektestrukturen ved å konvertere hoveddelen av austenittet til martensitt mens en del av austenittet beholdes som tynne filmer som alternerer med lektere med martensitt. Dette andre kjøletrinnet utføres hurtig for å forebygge dannelse av bainitt og perlittfaser og interfasege presipitater generelt (dvs. presipitater langs grenseflatene som skiller tilgrensende faser). Minimumskjølehastigheter i slike tilfeller kan variere med forskjeller i legeringssammensetninger, men er generelt tydelige fra omvandlingstemperatur-

tidsdiagrammene som foreligger for hver legering. Et eksempel på et slikt diagram er presentert heri som figur 3 og diskutert nedenfor.

Den resulterende trippelfasige krystallstrukturen gir en stållegering som har overlegne egenskaper over konvensjonelt stål hva angår strekk-spenningsforhold, støt-energi-temperaturforhold, korrosjonsegenskaper, og tretthetsbruddseighet. Disse og andre gjenstander, trekk og fordeler ved oppfinnelsen vil kunne forstås bedre av følgende beskrivelse.

Kort beskrivelse av tegningene

Figur 1 er en skisse som representerer mikrostrukturen til legeringen ifølge foreliggende oppfinnelse.

Figur 2 er et fasediagram som viser de forskjellige krystallfasene som er til stede ved forskjellige temperaturer og karboninnhold for en spesifikk karbonstållegering ifølge foreliggende oppfinnelse.

Figur 3 er et kinetisk omvandlingstemperatur-tidsdiagram som viser fremgangsmåten og betingelsene til andretrinnskjølingen ifølge foreliggende oppfinnelse for et spesifikt Fe/Si/C-stål ifølge foreliggende oppfinnelse.

Figur 4 er et plot av strekk-spenningskurver som sammenligner en legering ifølge foreliggende oppfinnelse og AISI stål A706 fra tidligere teknikk.

Figur 5 er et plot av Charpy støtenergi mot temperatur for en legering ifølge foreliggende oppfinnelse, som viser uvanlig god lavtemperatur-seighet.

Beskrivelse av spesifikke utførelsesformer

Den trippelfasige krystallstrukturen av karbonstållegeringen ifølge foreliggende oppfinnelse inneholder dermed to typer korn - ferrittkorn og martensitt-austenittkorn – sammensmeltet i en kontinuerlig masse hvori martensitt-austenittkornene innholder martensitt-lektene som har en forskjøvet lektestruktur. De individuelle kornstørrelsene er ikke avgjørende og kan variere bredt. For beste resultater vil kornstørrelsene generelt ha diametre (eller andre passende karakteristiske lineære dimensjoner) som faller innen området ca 2 mikron og ca 100 mikron, eller fortrinnsvis innen området ca 5 mikron og ca 30 mikron. Innen marten-

sitt-austenittkornene, er martensittlektene vanligvis fra ca 0,01 mikron til ca 0,3 mikron i bredde (tilgrensende lektere er skilt ved tynne austenittfilmer) og fortrinnsvis fra ca 0,05 mikron til ca 0,2 mikron. Mengden ferritfase relativ til martensitt-austenittfase kan også variere bredt og er ikke avgjørende for oppfinnelsen. I de fleste tilfellene vil imidlertid beste resultat oppnås når martensitt-austenittkornene utgjør fra ca 5 til ca 95 vektprosent av den trippelfasige krystallstrukturen, fortrinnsvis fra ca 15 til ca 60 vektprosent, og mest foretrukket fra ca 20 til ca 40 vektprosent.

Karboninnholdet i legeringen kan også variere innen den maksimale grensen på 0,35 %. I de fleste tilfellene vil best resultat oppnås med karbonnivåer som varierer fra ca 0,01 % til ca 0,35 %, fortrinnsvis fra ca 0,03 % til ca 0,3 %, og mest foretrukket fra ca 0,05 % til ca 0,2 %. Som bemerket ovenfor kan intralektekarbider eller karbonnitridpresipitater, dvs. presipitater plassert inne i martensittlektene istedenfor langs lektengrenseflatene, være til stede, mens interfasepresipitater (langs grenseflatene) fortrinnsvis unngås. Ytterligere legeringskomponenter er også til stede i visse utførelsesformer av oppfinnelsen. For eksempel kan silisium, i foretrukne utførelsesformer utgjøre fra ca 0,1 % til ca 3 %, og fortrinnsvis fra ca 1 % til ca 2,5 %. Et annet eksempel er krom, som kan være fullstendig fraværende (som i ikke-kromholdig Fe/Si/C-stål) eller når til stede kan variere fra ca 1 % til ca 13 %, fortrinnsvis fra ca 6 % til ca 12 vektprosent, og mer foretrukket fra ca 8 % til ca 10 %. Eksempler på andre legeringskomponenter inkludert i forskjellige utførelsesformer av oppfinnelsen er mangan, nikkel, kobolt, aluminium og nitrogen, enten alene eller i kombinasjoner. Mikrolegeringskomponenter, som molybden, niobium, titan og vanadium kan også være til stede. Alle angitte prosenter er vektprosenter.

Foretrukne trefasige krystallstrukturer ifølge oppfinnelsen inneholder også i hovedsak ingen karbider. Som bemerket ovenfor blir karbider og andre presipitater fremstilt ved autotemperering. Effekten som presipitater har på seigheten til stålet, avhenger av morfologien til presipitatene i mikrostrukturen til stålet. Hvis presipitatene er plassert ved grenseflatene mellom fasene, vil resultatet være en reduksjon i seigheten og korrosjonsmotstand. Presipitater som ligger inne i selve fasene, er ikke ugunstig for seigheten, forutsatt at presipitatene er ca 500 Å eller mindre i diameter. Disse intrafasige presipitatene kan faktisk forsterke seigheten. Generelt kan imidlertid presipitatene redusere korrosjonsmotstand. Dermed i den foretrukne utøvelsen av foreliggende oppfinnelse, kan autotemperering forekomme forutsatt at presipitatene ikke dannes ved grenseflatene mellom de forskjellige krystallfasene.

Begrepet "vesentlig ingen karbider" benyttes heri for å gi uttrykk for at om noen karbider faktisk er til stede, er mengden så liten at karbidene har ingen negativ effekt på funksjonsegenskapene, og spesielt korrosjonsegenskapene, til den ferdige legeringen.

De trippelfasige karbonstållegeringene ifølge foreliggende oppfinnelse kan fremstilles ved først å kombinere de hensiktsmessige komponentene nødvendig for å danne en legering med ønsket sammensetning, deretter homogenisere (dvs. temperaturtjevne) sammensetningen over en tilstrekkelig tidsperiode og ved en tilstrekkelig temperatur for å oppnå en ensartet austenittstruktur med alle elementene og komponentene i fast løsning. Betingelsene for en slik homogenisering vil være åpenbar for fagpersoner, idet et typisk temperaturintervall er 1050 °C til 1200 °C. I henhold til velkjent praksis innen teknikken, etterfølges temperaturutjevningen ofte av valsing til reduksjoner på 10 % eller mer, og i mange tilfeller en reduksjon på fra ca 30 % til ca 60 %. Dette bidrar til diffusjonen av legeringselementene i dannelsen av en homogen austenittkrystallfase.

Når austenittfasen er dannet, avkjøles legeringssammensetningen til en temperatur i det interkritiske området, som er definert som det området der austenitt og ferrittfasene sameksisterer i likevekt. Avkjølingen forårsaker derved at en andel av austenittet rekrystalliseres til ferrittkorn, og etterlater det gjenværende som austenitt. De relative mengdene av hver av de to fasene ved likevekt varierer med temperaturen som sammensetningen avkjøles til i dette trinnet, og også med nivået til legeringskomponentene. Fordelingen av karbonet mellom de to fasene (igjen ved likevekt) varierer også med temperatur. Som bemerket ovenfor er ikke de relative mengdene av de to fasene avgjørende for oppfinnelsen, og kan variere, der spesifikke områder er foretrukket. Et foretrukket temperaturområde for temperaturen som austenittet må avkjøles til for å oppnå den tofasige ferritt-austenittstrukturen er fra ca 750 °C til ca 950 °C, og et mer foretrukket temperaturområde er fra ca 775 °C til ca 900 °C, avhengig av legeringssammensetningen.

Når de tofasige ferritt- og austenittstrukturene er dannet (dvs. når likevekt ved den valgte temperaturen i den interkritiske fasen er oppnådd), bråkjøles legeringen hurtig ved avkjøling gjennom martensittovergangsområdet for å konvertere austenittkrystallene til den forskjøvete lektemikrostrukturen. Avkjølingshastigheten er stor nok for i all vesentlighet å unngå eventuelle forandringer i ferrittfasen. I tillegg, i foretrukne utførelsesformer av oppfinnelsen, er avkjølingshastigheten imidlertid stor nok til å unngå dannelsen av bainitt og perlitt, så vel som nitrid- og karbon-

nitridpresipitater, avhengig av legeringssammensetningen, og også dannelse av eventuelle presipitater langs fasegrenseflatene. Uttrykkene "interfasepresipitering" og "interfasepresipitater" benyttes heri for å angi presipitering langs fasegrenseflatene og viser til dannelse av små avsetninger av forbindelser ved plasseringer mellom martensitt- og austenittfasene, dvs. mellom lektene og de tynne filmene som separerer lektene. "Interfasepresipitater" viser ikke til selve austenittfilmene. Dannelsen av alle disse forskjellige typene presipitater, inklusiv bainitt, perlitt, nitrid- og karbonnitridpresipitater, så vel som interfasepresipitater, er samlet vist til heri som "autotemperering". Minimumskjølehastigheten nødvendig for å unngå autotemperering kommer tydelig frem av omvandlingstemperatur-tidsdiagrammet for legeringen. Den vertikale akse i diagrammet representerer temperatur og den horisontale akse representerer tid, og kurver i diagrammet viser områder der hver fase eksisterer enten alene eller i kombinasjon med en annen fase eller faser. Et typisk diagram i så måte er vist i Thomas, US patentnummer 6.273.968 B1, angitt ovenfor, og en annen inkluderes her som figur 3, diskutert nedenfor. I slike diagrammer er minimumskjølehastigheten en diagonallinje med synkende temperatur over tid som grenser til den venstre siden av en C-formet kurve. Området til høyre for kurven representerer nærværet av karbider, og tillatelige kjølehastigheter er derfor representert ved linjer som ligger til venstre for kurven, der de sakteste av disse har den minste stigningen og grenser til kurven.

Avhengig av legeringssammensetningen kan kjølehastigheten som er tilstrekkelig stor for å imøtekomme dette kravet være en som krever vannkjøling eller en som kan oppnås ved luftkjøling. Generelt hvis nivåene av spesifikke legeringskomponenter i en legeringssammensetning er luftkjølbar og fremdeles har tilstrekkelig høy kjølehastighet, senkes, vil det være nødvendig å heve nivåene til andre legeringskomponenter for å beholde evnen til å benytte luftkjøling. For eksempel kan senkning av en eller flere av slike legeringskomponenter, som karbon, krom eller silisium kompenseres for ved å heve nivået av en komponent som mangan.

Foretrukne legeringssammensetninger med hensyn til foreliggende oppfinnelse er de som inneholder fra ca 0,05 % til ca 0,1 % karbon, fra ca 0,3 % til ca 5 % nikkel og ca 2 % silisium, alle basert på vekt, der det resterende er jern. Nikkelet kan erstattes med mangan ved en konsentrasjon på minst ca 0,5 %, fortrinnsvis 1-2 % (basert på vekt), eller begge kan være til stede. Den foretrukne bråkjølingsmetoden er vannkjøling. Foretrukne legeringssammensetninger er de som har en martensittstarttemperatur på ca 300 °C eller mer.

Fremgangsmåten og betingelsene presentert i US patentene vist til ovenfor, spesielt varmebehandlinger, kornraffinering, on-line støping og bruk av valseverk for runde, flate og andre former, kan benyttes i utøvelsen av foreliggende oppfinnelse for oppvarming av legeringssammensetningen til austenittfasen, avkjøling av legeringen fra austenittfasen til den interkritiske fasen, og deretter kjøling gjennom martensittovergangsområdet. Valsing utføres på en kontrollert måte ved et eller flere trinn under austenittiseringen og førstetrinnskjøleprosess, for eksempel for å bidra til diffusjon av legeringskomponentene for å danne en homogen austenittkrystallfase og deretter å deformere krystallkornene og lagre spenningsenergi i kornene, mens i andretrinnskjølingen kan valsingen bidra til å føre den nydannede martensittfasen inn i en forskjøvet lekteordning med martensittlektene separert ved tynne filmer av gjenholdt austenitt.

Graden av valsereduksjoner kan variere og vil være åpenbar for fagpersoner. I martensitt-austenitt-forskjøvete lektekrystaller, vil de gjenholdte austenittfilmene utgjøre fra ca 0,5 til 15 volumprosent av mikrostrukturen, fortrinnsvis fra ca 3 % til ca 10 % og mest foretrukket maksimalt ca 5 %. Andelen austenitt relativt til hele trippelfasemikrostrukturen vil maksimalt være ca 5 %. Den faktiske bredden av en enkel gjenholdt austenittfilm er fortrinnsvis innen området ca 50 Å til ca 250 Å, og fortrinnsvis ca 100 Å. Andelen austenitt relativt til hele trippelfasemikrostrukturen vil generelt maksimalt være ca 5 %.

Figur 1 er en skisse av den trippelfasige karbonstållegering krystallstrukturen ifølge foreliggende oppfinnelse. Strukturen omfatter ferrittkorn (11) sammensmeltet med martensitt-austenittkorn (12) og hver av martensitt-austenittkornene (12) har en forskjøvet lektestruktur, med i hovedsak parallelle lektene (13) bestående av korn av martensittfasekrystaller, der lektene er skilt ved tynne filmer (14) av gjenholdt austenittfase.

Figur 2 er et fasediagram for en klasse karbonståltyper som viser omvandlingene som forekommer under avkjølingstrinnene og effekten av de forskjellige karbonkonsentrasjonene. Dette spesifikke fasediagrammet representerer karbonstål som inneholder 2 % silisium. Området til høyre for den øvre kurven er merket "γ", som representerer austenittfasen; alle andre områder inneholder "α" som representerer ferrittfasen. I austenittiseringstrinnet oppvarmes legeringen til all-γ området øverst til høyre. Den vertikale stiplede linjen ved 0,1 % karbon viser fasene som forekommer når en 0,1 % karbonstållegering (inneholdende 2 % silisium) fra austenittfasen avkjøles. Hvis avkjølingen stoppes ved 900 °C ("T-1"), vil karbonkonsentra-

sjonene i de to fasene være de som kjennetegnes ved krysningspunktet til T-1 linjen med de to kurvene. I tilfellet vist i figur 2 er karboninnholdet i de to fasene, ved avkjøling til T-1, ca 0,001 % C i ferrittfasen og 0,14 % i austenittfasen. Andelen av fasene bestemmes også ved den utvalgte temperaturen. Mens dette ikke kan sees fra fasediagrammet, vil andelen kunne bestemmes av en fagperson. I tilfellet vist i figur 2, er andelen oppnådd der T-1 er 60 % austenitt og 40 % ferritt. Hvis stålet avkjøles til 800 °C ("T-2"), vil karbonkonsentrasjonene i de to fasene være de kjennetegnet ved krysningspunktet til T-2 linjen med de to kurvene, som er forskjellig fra de som tilsvarer 900 °C og andelen av fasene vil likeledes være forskjellige. I dette tilfellet vil karbonnivået i de to fasene være ca 0,03 % i ferrittfasen og 0,3 % i austenittfasen. De relative mengdene av de to fasene vil være ca 25 % austenitt og 75 % ferritt. Andelen er dermed valgt ved å velge temperaturen som førstetrinnskjølingen forekommer ved og å holde M_s -temperaturen til austenittet over 300 °C.

Når førstetrinnskjølingen er ferdig, utsettes stålet for kontrollert valsing ved velkjente teknikker for å regulere kornstørrelse så vel som å forme stålet for endelig bruk.

Andretrinnskjølingen utføres deretter, og forårsaker dannelse av martensittfasen i en forskjøvet lekteordning. Som bemerket ovenfor utføres dette hurtig nok til å forebygge dannelse av både bainitt og perlitt så vel som dannelse av eventuelle interfasepresipitater. Figur 3 er et kinematisk omvandlingstemperatur-tidsdiagram som representerer andretrinnskjøling for en legering inneholdende 0,079 % C, 0,57 % Mn og 1,902 % Si. Følgende symboler benyttes:

"A": austenitt

"M": martensitt

"F": ferritt

"B": bainitt

"UB": øvre bainitt

"LB": nedre bainitt

"P": perlitt

" M_s ": martensittstarttemperatur (420 °C)

" M_f ": martensittsluttemperatur (200 °C)

Den stiplede linjen i figur 3 viser den sakteste kjølehastigheten som vil unngå dannelse av bainitt eller perlitt og interfasepresipitater generelt, og derfor kan denne

hastigheten eller hvilke som helst hastighet som representeres ved en brattere linje, benyttes.

Figur 4 er et plot av strekk mot spenning, som sammenligner en karbonstållegering med trippelfasig krystallstruktur ifølge foreliggende oppfinnelse, hvori martensitt-austenittfasene utgjør 40 % av hele mikrostrukturen og interlekteaustenitt utgjør 2 % av hele mikrostrukturen, med konvensjonell AISI A706 stållegering. Forholdet mellom strekkfasthet og teknisk strekkgrense er større enn 1,5, og plottet viser overlegenheten til legeringen ifølge oppfinnelsen.

Figur 5 er et plott av Charpy støtenergi mot temperatur for den samme karbonstållegeringen ifølge foreliggende oppfinnelse som vist i figur 4.

Karbonstållegeringene ifølge foreliggende oppfinnelse er spesielt nyttige i produkter som krever høy strekkfasthet, spesielt de brukt i saltholdige/marine miljøer.

Patentkrav

1. Karbonstållegering omfattende jern og maksimalt 0,35 vektprosent karbon, der karbonstållegeringen har en trippelfase mikrostruktur omfattende ferrittkrystaller sammensmeltet med martensitt-austenittkrystaller, der martensitt-austenittkrystallene omfatter lektere med martensitt som alternerer med tynne filmer austenitt, hvori nevnte krystaller har kornstørrelse i størrelsesområde fra 2 mikron til 100 mikron, nevnte martensitt-austenittkrystaller består av fra 5 vektprosent til 95 vektprosent av nevnte trippelfase mikrostruktur og nevnte martensitt-austenittkrystaller har ikke karbidpresipitater ved grenseflatene mellom fasene.
2. Karbonstållegering ifølge krav 1 hvori martensitt-austenittkrystallene utgjør fra 20 vektprosent til 40 vektprosent av nevnte trippelfase mikrostruktur.
3. Karbonstållegering ifølge krav 1 eller 2 hvori karbonet utgjør fra ca 0,05 vektprosent til ca 0,2 vektprosent av trippelfasig mikrostruktur.
4. Karbonstållegering ifølge et av kravene 1 til 3 som videre omfatter silisium i en konsentrasjon fra ca 1 vektprosent til ca 2,5 vektprosent av legeringssammensetningen.
5. Karbonstållegering ifølge krav 1 eller 2 hvori karbonet omfatter fra ca 0,05 vektprosent til ca 0,2 vektprosent trippelfasig mikrostruktur, der karbonstållegeringen videre omfatter silisium ved en konsentrasjon fra ca 1 vektprosent til ca 2,5 vektprosent av legeringssammensetningen og inneholder i hovedsak ingen karbider.
6. Fremgangsmåte for fremstilling av en høystyrke-, korrosjonsfast-, seig karbonstållegering, der fremgangsmåten omfatter:
 - a. å danne en legeringssammensetning omfattende jern og minst en legeringskomponent omfattende maksimalt ca 0,35 vektprosent karbon valgt for å gi en legeringssammensetning med et martensittomvandlingsområde med en martensitt starttemperatur på minst ca 300 °C;
 - b. å varme legeringssammensetningen til en temperatur tilstrekkelig høy for å forårsake austenittisering derav, under betingelser som for-

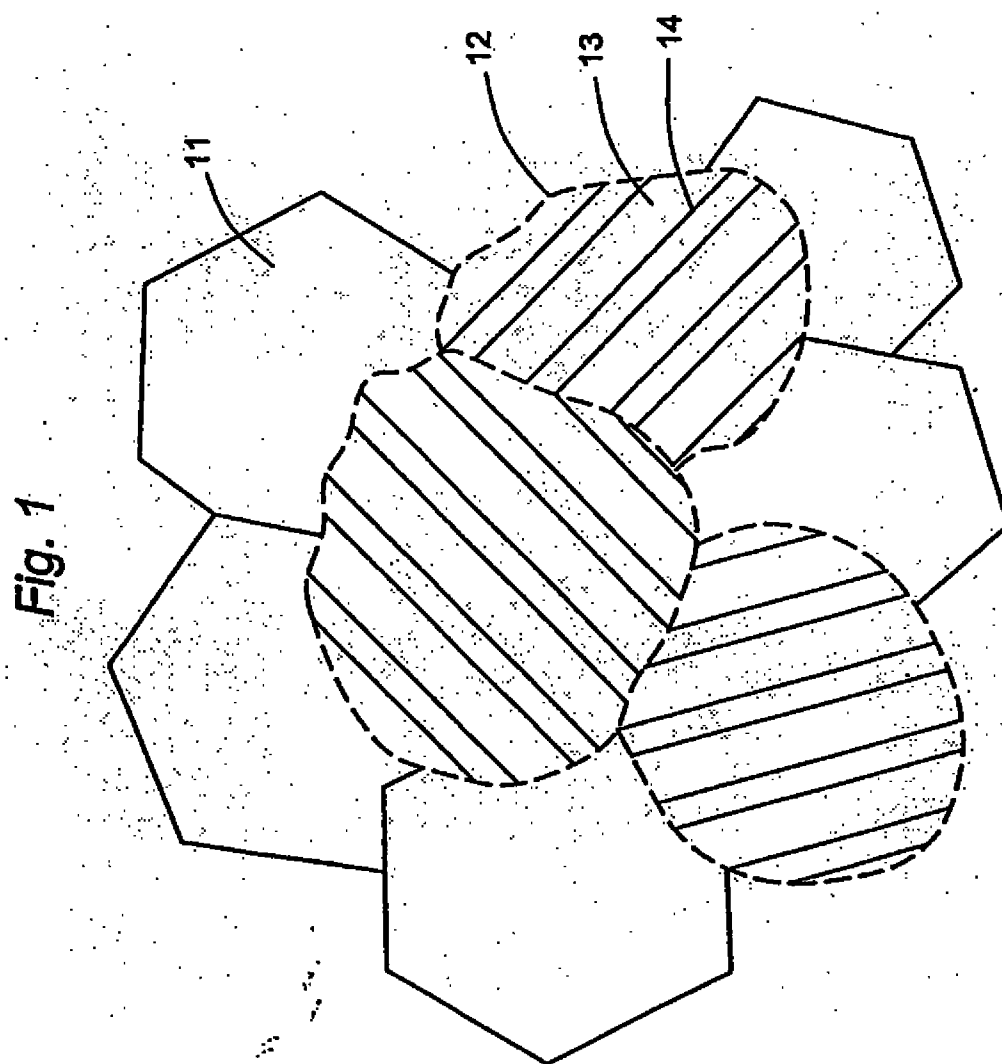
årsaker at legeringssammensetningen inntar en homogen austenittfase med alle legeringskomponentene i løsning;

- c. å avkjøle den homogene austenittfasen tilstrekkelig for å omvandle en del av austenittfasen til ferrittkrystaller, og derved danne en tofasig mikrostruktur omfattende ferrittkrystaller sammensmeltet med austenittkrystaller; og
- d. å avkjøle den tofasige mikrostrukturen gjennom martensittomvandsområdene under betingelser som forårsaker konvertering av austenittkrystallene til en mikrostruktur inneholdende lekturer av martensitt som alternerer med filmer med gjenværende austenitt

hvor nevnte krystaller har kornstørrelser innen størrelsesorden 2 mikroner til 100 mikroner, nevnte nevnte martensitt-austenittkrystaller består av fra 5 vektprosent til 95 vektprosent av nevnte trippelfase mikrostruktur og nevnte martensitt-austenittkrystaller har ikke karbidpresipitater ved grenseflatene mellom fasene..

7. Fremgangsmåte ifølge krav 6 hvor trinn d) omfatter å avkjøle den tofasige mikrostrukturen ved en hastighet tilstrekkelig rask for å unngå autotemperering.
8. Fremgangsmåte ifølge krav 6 eller 7, hvor trinn c) omfatter å avkjøle den homogene austenittfasen til en temperatur fra ca 775 °C til ca 900 °C.
9. Fremgangsmåte ifølge krav 7 hvor karbonet utgjør fra ca 0,05 vektprosent til ca 0,2 vektprosent av legeringssammensetningen og legeringssammensetningen videre omfatter silisium i konsentrasjoner fra ca 1 vektprosent til ca 2,5 vektprosent.
10. Fremgangsmåte ifølge et av kravene 6 til 9 i hvilket nevnte karbonstållegering er definert av et av kravene 1 til 5

1/5



2/5

Fig. 2

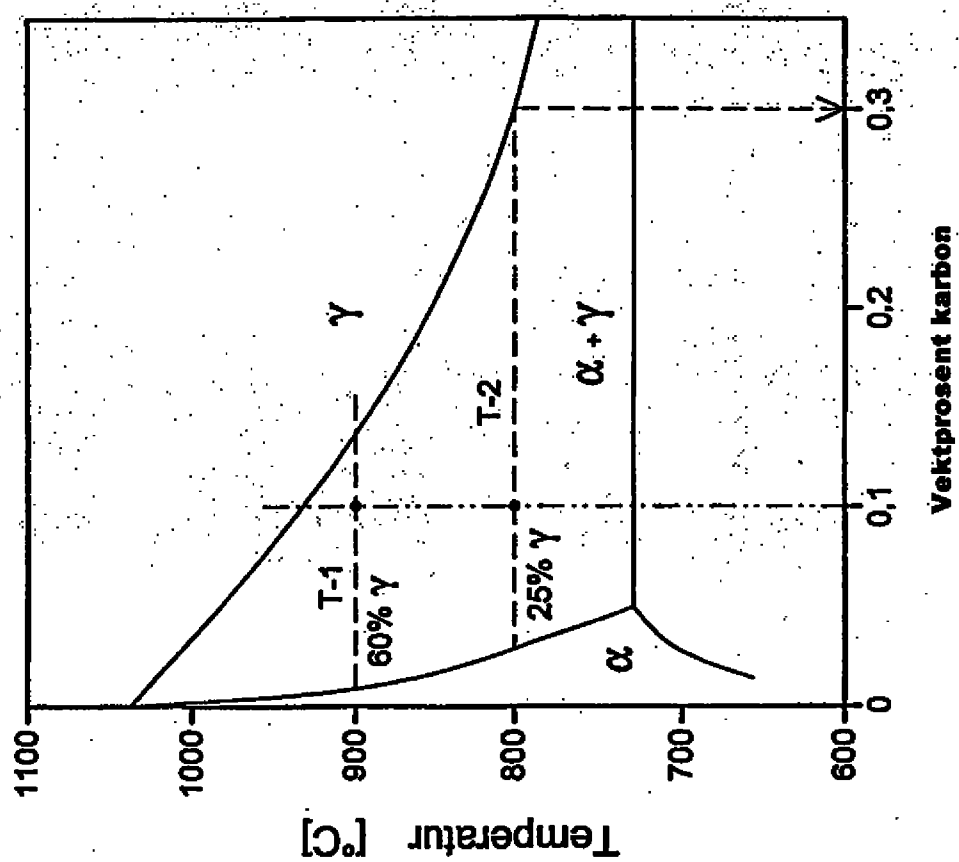
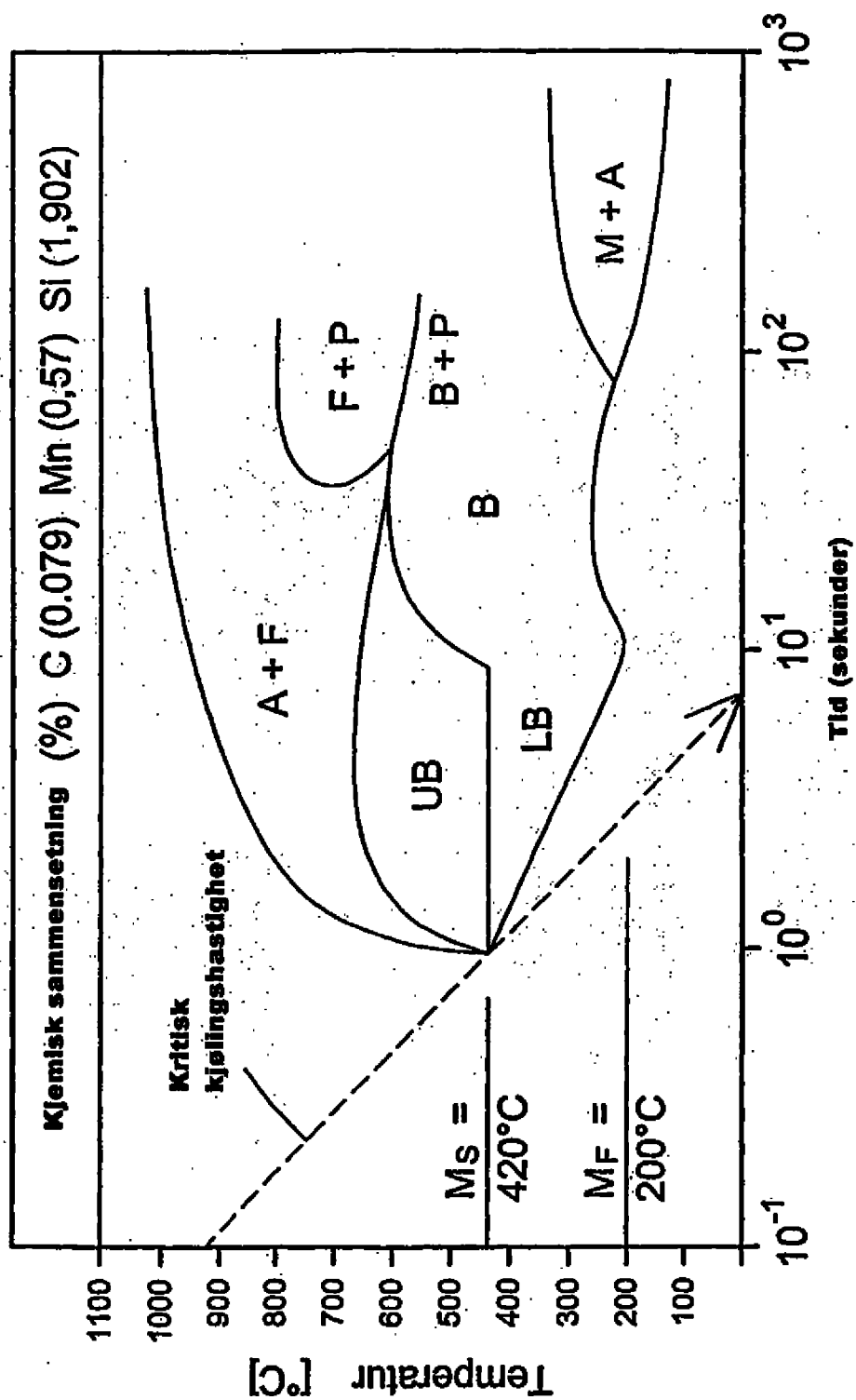


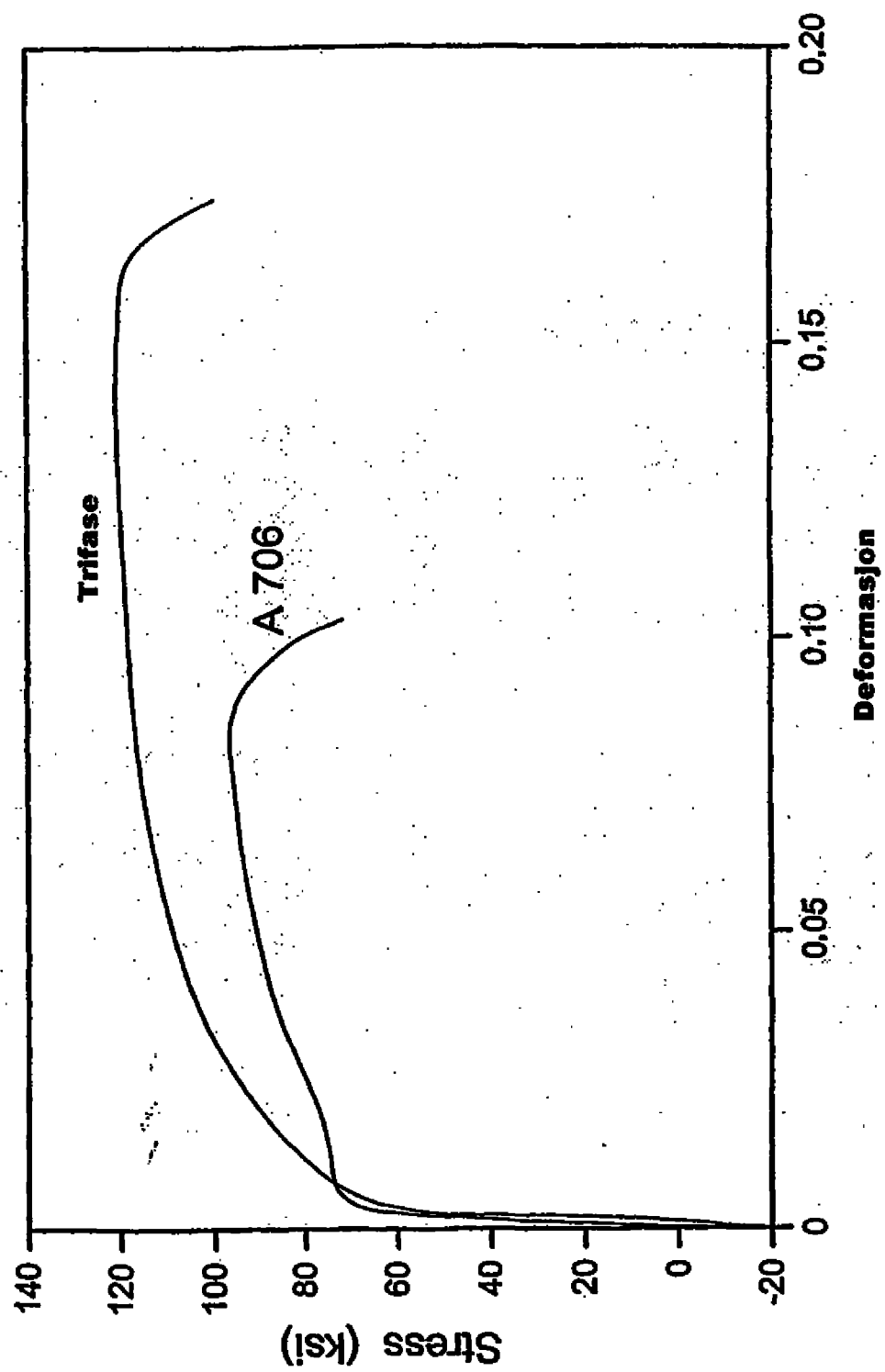
Fig. 3

Omvandlingstemperatur-tid diagram



4/5

Fig. 4



5/5

Fig. 5

