



(12) PATENT

(19) NO

(11) 340772

(13) B1

NORGE

(51) Int Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

C21D 9/08 (2006.01)

C21D 8/10 (2006.01)

B21B 23/00 (2006.01)

Patentstyret

(21)	Søknadsnr	20074257	(86)	Int.inng.dag og søknadsnr	2006.03.09 PCT/JP2006/304613
(22)	Inng.dag	2007.08.21	(85)	Videreføringsdag	2007.08.21
(24)	Løpedag	2006.03.09	(30)	Prioritet	2005.03.29, JP, 2005-095240
(41)	Alm.tilgj	2007.12.20			
(45)	Meddelt	2017.06.19			
(73)	Innehaver	Sumitomo Metal Industries Ltd, 5-33, Kitahama 4-chome, Chuo-ku, JP-541-0041 OSAKA-SHI, OSAKA, Japan			
(72)	Oppfinner	Yuji Arai, c/o Sumitomo Metal Industries Ltd, 5-33, Kitahama 4-chome, Chuo-ku, JP-541-0041 OSAKA-SHI, OSAKA, Japan Kunio Kondo, c/o Sumitomo Metal Industries Ltd, 5-33, Kitahama 4-chome, Chuo-ku, JP-541-0041 OSAKA-SHI, OSAKA, Japan Nobuyuki Hisamune, c/o Sumitomo Metal Industries Ltd, 5-33, Kitahama 4-chome, Chuo-ku, JP-541-0041 OSAKA, OSAKA-SHI, Japan			
(74)	Fullmektig	Bryn Aarflot AS, Postboks 449 Sentrum, 0104 OSLO, Norge			
(54)	Benevnelse	Tykt sømløst stålrør for ledningsrør og fremgangsmåte for fremstilling av dette.			
(56)	Anførte publikasjoner	JP 2000178645 A WO 2004031420 A1			
(57)	Sammendrag				

Et tykkvegget sømløst stålrør for ledningsrør med høy fasthet og økt seighet, hvilket har en kjemisk sammensetning, i masse%, som består av C: 0,03 til 0,08%, Si: ikke mer enn 0,25%, Mn: 0,3 til 2,5%, Al: 0,001 til 0,10%, Cr: 0,02 til 1,0%, Ni: 0,02 til 1,0%, Mo: 0,02 til 1,2%, Ti: 0,004 til 0,010%, N: 0,002 til 0,008% og totalt 0,0002 til 0,005% av minst én valgt fra Ca, Mg og REM, og resten Fe og urenheter, valgfritt inkludert V: 0 til 0,08%, Nb: 0 til 0,05% eller Cu: 0 til 1,0%, og at P og S blant urenheter ikke er mer enn 0,05% henholdsvis ikke mer enn 0,005%. Det kan inneholde 0,0003 til 0,01% bor.

En fremgangsmåte for fremstilling av dette er karakterisert ved avkjølingshastighet, oppvarmingsbetingelse for hulling og varmebehandling etter rørfremstilling.

Den foreliggende oppfinnelse vedrører et tykkvegget sømløst stålrør for ledningsrør som har utmerket fasthet, seighet og sveisbarhet, og en fremgangsmåte for fremstilling av dette. Det tykkveggede sømløse stålrør betyr et sømløst stålrør som har en veggtykkelse på 25 mm eller mer. Det sømløse stålrør ifølge
5 den foreliggende oppfinnelse er et høyfast tykkvegget sømløst stålrør med høy seighet for ledningsrør som har en fasthet som ikke er mindre enn X70, slik dette er regulert i API (American Petroleum Institute, Amerikanske Petroleums Institutt) standarden, det vil si en fasthet som for X70 (flytegrense på 482 MPa eller mer), X80 (flytegrense på 551 MPa eller mer), X90 (flytegrense på 620 MPa eller mer),
10 X100 (flytegrense på 689 MPa eller mer) og X120 (flytegrense på 827 MPa eller mer), som er særlig egnet til bruk som undersjøiske forbindelsesledninger.

I de senere år har petroleums- og gassressurser i oljefelt som er lokalisert på land eller i grunne havområder gått tørre, og utbygging av offshore oljefelt på dyphavsområder har blitt økende aktivert. I dyphavs oljefelt er det et behov for
15 transport av råolje eller gass fra et hull i en oljebrønn eller gassbrønn som er satt på havbunnen til en plattform på havet ved hjelp av en forbindelsesledning eller et stigerør.

En indre del av et rør som utgjør forbindelsesledningen som er lagt i det dype havet må tåle et høyt innvendig fluidtrykk i tillegg til et dyp-stratumtrykk, og
20 utsettes også for gjentatte påkjenninger av havbølger og påvirkes av sjøvannstrykket i det dype havet på tidspunktet for nedstenging. Et tykkvegget stålrør med høy fasthet og seighet er derfor ønskelig som det rør som brukes for dette formål.

Et slikt sømløst stålrør med høy fasthet og seighet har blitt fremstilt ved hulling av et finemne som er oppvarmet til en høy temperatur ved hjelp av et rør-
25 valseverk, forming til en rørform av produktet ved valsing og trekking, og deretter gjennomføring av varmebehandling. I de senere år har imidlertid forenkling av fremstillingsprosessen ved anvendelse av varmebehandling i produksjonslinjen blitt undersøkt sett ut fra hensynet til energibesparelse og prosessbesparelse. Særlig har man viet oppmerksomhet til virksom bruk av den varme som innehas
30 av materialet etter at det er varmbearbeidet, og en prosess for gjennomføring av bråkjøling uten avkjøling til romtemperatur én gang på forhånd har blitt innført. I henhold til denne metode kan det oppnås betydelig energibesparelse og økt effek-

tivitet i fremstillingsprosessen, hvilket muliggjør en betydelig reduksjon i produksjonskostnad.

Et stålrør som er fremstilt i in-line varmebehandlingsprosessen ved utføring av bråkjøling direkte etter ferdigvalsing har ikke blitt utsatt for omvandling og omvendt omvandling, siden det i motsetning til før, ikke blir varmet opp på nytt etter én gang avkjøling til romtemperatur og valsing. Kornene er derfor tilbøyelige til å bli grovere og det er ikke enkelt å sørge for seigheten og korrosjonsbestandigheten. Enkelte teknikker er foreslått for å danne fine korn i et ferdigvalset stålrør og sørge for seigheten eller korrosjonsbestandigheten selv om kornene ikke er så fine.

For eksempel det følgende patentdokument 1 (japansk ikke gransket patentpublikasjon 2001-240913) offentliggjør en teknikk for dannelsen av fine korn ved justering av ledetiden for å la den gå inn i glødeovnen etter ferdigvalsing. Det følgende patentdokument 2 (japansk ikke gransket patentpublikasjon 2000-104117) offentliggjør en teknikk for justering av den kjemiske sammensetning, særlig innholdet av Ti og S, for å tilveiebringe en tilfredsstillende ytelse selv med en relativt stor kornstørrelse. Patentdokument JP 2000-178645 beskriver en fremstillingsprosess for stålmaterialer med en forbedret seighet. Patentsøknad WO 2004/031420 A1 beskriver et sømløst stålrør med en mikrostruktur av bainitt og/eller martensitt. Patentdokument JP 08-104922 beskriver en fremstillingsprosess for et stålrør med god sveisbarhet.

Den teknikk som offentliggjøres i patentdokument 1 kan imidlertid ikke respondere på fremstilling av et tykkvegget stålrør med høy fasthet for offshore oljefelt i dypet, hvilket har blitt økende etterspurt i de senere år. For eksempel krever det tykkveggede stålrør en høy ferdigvalsingstemperatur, og det krever svært lang tid for å sørge for en tilsiktet glødeovnstemperatur, og dette reduserer alvorlig produksjonseffektiviteten. Den fremgangsmåte som er beskrevet i patentdokument 2 er også knapt anvendbar på tykkveggede materialer. Siden avkjølingshastigheten i varmebehandlingen i produksjonslinjen er redusert i tilfelle av tykkveggede materialer, blir seigheten dårligere selv om stål av den sammensetning som er offentliggjort i patentdokument 2 anvendes.

[Patentdokument 1] japansk ikke gransket patentpublikasjon 2001-240913.

[Patentdokument 2] japansk ikke gransket patentpublikasjon 2000-104117.

For å løse de ovennevnte problemer er det hensikten med den foreliggende oppfinnelse å tilveiebringe et sømløst stålrør for ledningsrør som har høy fasthet og stabil seighet, særlig i et stålrør med en tykk vegg og også en fremgangsmåte for fremstilling av dette.

5

Midler for løsning av problemene

1. Fundamental undersøkelse og funn

Faktorer som styrer seigheten i et tykkvegget sømløst stålrør ble først analysert. Som et resultat av dette ble den følgende informasjon funnet.

10

(1) Avkjølingsbetingelser i og etter størkning av smeltet stål har sterk innflytelse på seigheten. Siden en lavere avkjølingshastighet forårsaker reduksjon i seighet, må kjølingen utføres ved ikke mindre enn en spesifikk avkjølingshastighet.

15

(2) En emnevalsingsprosess for oppvarming av en ingot til et høytemperaturområde for varmbearbeiding har ikke en god innflytelse på seigheten.

(3) Den ovennevnte reduksjon i seighet forårsakes av utskillingsformen av Ti-karbonitrid på grunn av avkjølingshastighetene i og etter størkning. For å hindre denne reduksjon i seighet, er det viktig å finutskille Ti-karbonitridet.

20

(4) Utskillingsstyrking forringer balansen mellom fasthet og seighet i tilfelle av materialer med varmebehandling i produksjonslinjen. Selv om det er ufordelaktig for å oppnå en høy fasthet, er det ønskelig å benytte omvandlingsstyrking og faststoff-løsningsstyrking, uten å benytte utskillingsstyrking, for å oppnå en høy seighet.

25

(5) Det er nødvendig å hindre dannelse av en restaustenitt og en lavtemperaturomvandlet martensitt for å fremskaffe en homogen metallmikrostruktur.

(6) Angående den kjemiske sammensetning, er det ønskelig å redusere innholdet av Si, P og S, og å styre innholdet av Nb og V, for ikke å overstige de spesifikke øvre grenser, og også å inkludere en korrekt mengde av Ti, i tillegg til en korrekt mengde av i det minste ett element valgt fra Ca, Mg og REM. Seigheten til tykkveggede materialer vil følgelig bli betydelig forbedret.

30

(7) De funn som er beskrevet i (1) til (6) ovenfor ble oppnådd på antagelsen av varmebehandling i produksjonslinjen. Hvis det imidlertid anvendes på et stålrør som utsettes for en varmebehandling utenfor produksjonslinjen, kan en økt

seighet oppnås. De ovennevnte funn kan derfor også brukes til å fremstille et høy-fast materiale ved en varmebehandling utenfor produksjonslinjen.

2. Grunnleggende test og resultater

5 Siden en varmebehandling i produksjonslinjen ikke har en prosess med dannelse av fine korn ved "omvandling-omvendt omvandling", ulikt en varmebehandling utenfor produksjonslinjen, er en finkorning i seg selv påkrevd på slutten av valsingen, for å sørge for seigheten.

Det sies generelt at selv om kornene slik de er størknet er grove, blir korne-
10 ne fine ved fornyet oppvarming for å utføre emnevalsing. Optimering av emnevalsingsprosessen i in-line varmebehandling av materialer ble derfor undersøkt ved laboratorieeksperimenter. Som et resultat av dette ble det funnet at, når emnevalsing ikke utføres, er kornene tilbøyelige til å bli fine i materialet som er varmebehandlet in-line, hvilket forbedrer seigheten. Det ble nemlig funnet at den konvensjonelle generelle kunnskapen ikke alltid er korrekt.
15

For å forstå dette uventede resultat ble en simuleringstest videre utført under laboratorieeksperimenter. I prosessen som inkluderer emnevalsingsprosessen, ble en støpt ingot varmet opp til 1250°C og varmbearbeidet for å danne en blokk, som deretter videre ble oppvarmet til 1250°C for å utføre varmbearbeiding og
20 vannkjøling, hvorved hullingsprosessen og prosessen med varmebehandling i produksjonslinjen ble simulert.

I prosessen som ikke inkluderte emnevalsingsprosessen, ble en blokk av den samme størrelse som den blokk som ble dannet med den ovenstående varmbearbeiding skåret fra den støpte ingot ved maskinering, og denne blokk ble opp-
25 varmet til 1250°C for å gjennomføre varmvalsing og vannkjøling, hvorved hullingsprosessen og prosessen med varmebehandling i produksjonslinjen ble simulert.

Som følge av de to simuleringstestene, var størrelsen av korn, som ikke ble utsatt for emnevalsing, overveldende fin, og seigheten ble forbedret.

Det tilsvarende forsøket til de to simuleringstestene som ble utført med virkelig utstyr, ikke ved laboratorieeksperimenter, resulterte i det faktum at kornene
30 som ikke ble utsatt for emnevalsing, ikke ble finere enn forventet.

Oppfinnerne undersøkte derfor hvorfor kornstørrelsen som ikke ble utsatt for emnevalsing var svært forskjellig fra den som ble utsatt for emnevalsing for de to simuleringstester under laboratorieeksperimenter.

5 Som et resultat av dette fant de at mesteparten av det tilsatte Ti ble utskilt som Ti-karbonitrid i emnevalsingssimuleringsprosessen under laboratorieeksperimenter, og at antallet av utskilte korn ble redusert med kornveksten av Ti-karbonitridet under oppvarming og varmbearbeiding i emnevalsingssimuleringsprosessen. Reduseringen av antallet utskilte korn forringet evnen til å holde fast kornveksten i grunnfasen, hvilket resulterte i at grovkorningen ikke ble undertrykket under den etterfølgende oppvarming av blokken for simulering av hulling.

10 I simuleringstesten uten emnevalsingsprosessen under laboratorieeksperimenter, ble det derimot funnet at Ti-karbonitridet ble fint utskilt under oppvarmingen i hullingsprosessen, fordi ingen karbonitridutskilling ble generert inne i ingoten, og Ti-karbonitridet holdt fast kornveksten i basisfasen, hvor det ble dannet bemerkelsesverdig fine korn.

Årsaken til at kornene som ikke ble utsatt for emnevalsing under simuleringstestene, i virkelig utstyr ikke ble finere enn forventet, ble funnet å være at Ti-karbonitridet allerede var utskilt under støpingen, fordi avkjølingshastigheten under støpingen ikke var høy nok til å oppløse Ti i fast tilstand.

20 Ti-karbonitridet som ble utskilt under støpingen er tilbøyelig til å bli grovere med et redusert antall av utskilte korn, siden utskillingen forårsakes ved en høy temperatur. Evnen til å holde fast kornene i grunnfasen er derfor redusert. På den annen side, hvis det sørges for en tilstrekkelig mengde av oppløst Ti under støpingen med minimert utskilling av Ti-karbonitrid, blir Ti-karbonitridet fint utskilt med et økt antall av utskilte korn under oppvarmingen av finemet i den etterfølgende rørfremstillingsprosess, fordi utskillingen skjedde ved en lav temperatur. Hvis antallet av utskilte korn er stort, blir effekten av å holde fast krystallkornene i grunnfasen økt, for å undertrykke grovkorningen av grunnfasen. Det er følgelig ekstremt viktig å korrekt styre avkjølingshastigheten under støping.

30 Hvis avkjølingshastigheten etter styrking er lav, utskilles Ti-karbonitridet i et høytemperaturområde under avkjøling. Denne utskilling i et austenittområde med relativt lav dislokasjon forårsaker imidlertid få kimdannelsessteder, hvilket

fører til en grovdispergert tilstand. Så snart den er grovutskilt, kan Ti-karbonitridet ikke bli findispergert, siden den knapt er oppløst i en fast fase.

5 Hvis avkjølingshastigheten etter størkning settes til en hastighet som forårsaker at det ikke skjer noen utskilling av Ti-karbonitridet, har den støpte ingot ingen Ti-karbonitrid, men Ti i en oppløst tilstand. Ti-karbonitridet utskilles ved en relativt lav temperatur under den etterfølgende oppvarming for varmbearbeiding. Siden, under oppvarming, Ti-karbonitridet utskilles ved en lav temperatur i en bainittstruktur med høy dislokasjon, utskilles Ti-karbonitridet ved at den blir findispergert med mange kimdannelsessteder. Det ble også funnet at en svært høy
10 oppvarmingshastighet gjør finutskilling vanskelig på grunn av utskilling i et høyt temperaturområde.

Det er også virksomt for den tilstrekkelige finutskilling av Ti-karbonitrid å utføre isotermisk behandling i et korrekt temperaturområde under oppvarming. Så snart Ti-karbonitridet er fint utskilt, blir den knapt grovere, og selv om det utføres
15 emnevalsing, kan effekten av å undertrykke grovkorningen oppvises. Imidlertid, siden en svak grovkorning av Ti-karbonitrid bevirkes i emnevalsingen, bør den oppløste Ti i løsning fortrinnsvis være tilstede mer enn i tilfelle med gjennomføring uten emnevalsing.

Siden utskillingsstyrking ved hjelp av V eller Nb gjør det enklere å oppnå
20 høy fasthet, har utskillingsstyrkingen ofte blitt anvendt på stålprodukter som krever sveisbarhet i tillegg til høy fasthet. Det er imidlertid bedre, så mye som mulig, å ikke bruke utskillingsstyrking, siden den forårsaker en alvorlig forringelse av seigheten i et tykkvegget «in-line» varmebehandlet materiale. Særlig forringer Nb seigheten betydelig i det in-line varmebehandlede materialet. Dersom Nb er inkludert, er
25 det derfor nødvendig å sette en streng øvre grense. Med hensyn til V er det også nødvendig å utføre et legeringsdesign for å sørge for fastheten basert på omvandlingsstyrking og faststoff-løsningsstyrking ved å begrense den øvre grensen for V-innholdet, selv om det ikke er så strengt som for Nb.

Videre, i tilfelle av det tykkveggede materiale, er det vanskelig å fremskaffe
30 en homogen metallstruktur ved bråkjølingsbehandling under det første trinn av varmebehandlingen, og seigheten er tilbøyelig til å bli dårligere. Siden avkjølingshastigheten reduseres i det tykkveggede materiale, er det vanskelig å fremskaffe en homogent omvandlet struktur. Det vil si, at selv om den suksessivt omvandles

til martensitt eller bainitt under avkjøling, kondenseres C til ikke-omvandlet austenitt hvis diffusjonen av C i noen grad er mulig med en lav avkjølingshastighet, og denne delen forandres til martensitt eller bainitt med et høyt C-innhold eller til rest-austenitt med et høyt C-innhold etter sluttomvandlingen. Det er følgelig ønskelig å

5 utføre tvungen avkjøling til en temperatur som er så lav som mulig, ved en avkjølingshastighet som er så stor som mulig.

Det er imidlertid grenser for å øke avkjølingshastigheten i tilfelle av tykkveggede stålrør. Det ble derfor gjort undersøkelser for å utvikle en teknikk som er i stand til å danne en homogen struktur ved en avkjølingshastighet som kan oppnås

10 selv i de tykkveggede materialer. Oppfinnerne fant følgelig at minimering av innholdet av karbonelementet som skal kondenseres, og også undertrykking av innholdet av Si, kan føre til redusering av kondensasjonen av C i den annen fase.

I de ovenstående funn, ble grunnleggende ideer for designen av legeringen og fremstillingsprosessen klarlagt som følger for å fullføre den foreliggende opp-

15 finnelse. I den følgende beskrivelse representerer "%" "masse%", med mindre annet er spesifisert.

C-innholdet er begrenset til ikke mer enn 0,08%. De øvre grenser for Si-innholdet er satt til ikke mer enn 0,15%, og foretrukket til ikke mer enn 0,10%. Ti-innholdet må styres i et smalt område fra 0,004 til 0,010%, som er passende for

20 utskilling som fin Ti-karbonitrid, uten utskilling i størkningen, under den etterfølgende finemneoppvarming. Videre, en tilsetning av Nb blir ikke utført i tilfelle av en varmebehandling i produksjonslinjen, siden det forårsaker fasthetsspredning i tillegg til forringelse av seigheten, og den øvre grense som en urenhet er fortrinnsvis satt til ikke mer enn 0,005%. Siden V også forringer seigheten, blir den ikke tilsatt,

25 eller bør styres til ikke mer enn 0,08%, hvis det inkluderes.

Andre elementer justeres ut fra hensyn til balanse mellom høy fasthet og tilfredsstillende seighet. For P og S som har negativ påvirkning på seigheten, blir de tillatte øvre grenseverdier satt i henhold til dette. Mn, Cr, Ni, Mo og Cu bør selektivt justeres i henhold til den tilsiktede fasthet, under betraktning av seigheten

30 og sveisbarheten. Al tilsettes for deoksidasjon. Det er også virksomt å selektivt tilsette i det minste det ene av Ca, Mg og REM for å sørge for støpekarakteristika eller for å forbedre seigheten. Videre må innholdet av N styres i et smalt område for å skille ut stabil Ti-karbonitrid.

For fremstillingsprosessen er det viktig å oppnå en størknet ingot hvor det sørges for oppløst Ti samtidig som utskilling av Ti-karbonitridet undertrykkes. De foreliggende oppfinnere fant at Ti-karbonitrid ikke blir utskilt umiddelbar etter størkning hvis innholdet av C, Ti og N er satt til de ovenstående områder. Imidlertid, siden en grovkornet Ti-karbonitrid utskilles hvis den etterfølgende avkjølingshastighet er lav, må avkjølingen etter størkning utføres ved en spesifisert hastighet eller større.

Angående støpemetoden, er en kontinuerlig støping til et finemne med et sirkulært tværsnitt (heretter referert til som "et rundt finemne") ideell, men en prosess med kontinuerlig støping til en firkantet form eller støping som en ingot, og deretter emnevalsing til det runde finemne kan benyttes. I dette tilfelle er det viktig å videre nøye styre avkjølingshastigheten etter støping, for å sørge for en tilstrekkelig mengde av oppløst Ti samtidig som man undertrykket utskilling av grovkornet TiN.

Det runde finemne oppvarmes på ny til en varmbearbeidbar temperatur og hulling, trekking og formgivende valsing blir utført med dette. Hvis det oppløste Ti er til stede i tilstrekkelig grad, blir Ti-karbonitridet utskilt under fornyet oppvarming. Siden utskillingstemperaturen er relativt lav, blir bemerkelsesverdig fin Ti-karbonitrid utskilt, sammenlignet med utskillingen under avkjøling etter størkning. Siden antallet av korn av den finutskilte Ti-karbonitrid er stort, kan kornmigrasjon under oppvarming eller holding av finemnet undertrykkes, for å hindre grovkorningen. En hurtig oppvarming forårsaker at det ikke skjer noen fin utskilling ved lav temperatur, slik at effekten av å hindre grovkorningen ikke kan oppnås. En varsom oppvarming eller en holding i et midtre trinn er derfor påkrevd for å fremme en utskilling av fin-kornet Ti-karbonitrid.

Å oppnå en homogen struktur er nødvendig for å sørge for seigheten i varmebehandlingen etter rørfremstilling. Det er derfor viktig å bruke stål med en justert kjemisk sammensetning og tilstrekkelig å avkjøle det ved en tvunget avkjølingssluttemperatur som er satt så lav som mulig. Disse ideer resulterer i å forbedre seigheten, fordi det hindres i å generere en omvandlingsstyrket struktur med delvis konsentrert C eller restaustenitt.

Den foreliggende oppfinnelse i henhold til de ovennevnte grunnleggende ideer involverer de følgende sømløse stålrør for ledningsrør (1) og de følgende fremgangsmåter for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør (2) til (4).

(1) Sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med høy fasthet og økt seighet, som har en kjemisk sammensetning, som masse%, som består av C: 0,03 til 0,08%, Si: ikke mer enn 0,15%, Mn: 0,3 til 2,5%, Al: 0,001 til 0,10%, Cr: 0,02 til 1,0%, Ni: 0,02 til 1,0%, Mo: 0,02 til 1,2%, Ti: 0,004 til 0,010%, N: 0,002 til 0,008% og totalt 0,0002 til 0,005% totalt av minst én valgt fra Ca, Mg og REM, eventuelt inkludert V: 0 til 0,08%, Nb: 0 til 0,05%, B: 0,0003 til 0,01% eller Cu: 0 til 1,0%, og resten Fe og urenheter, der P og S blant urenheter er henholdsvis ikke mer enn 0,05% og ikke mer enn 0,005%.

(2) En fremgangsmåte for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med høy fasthet og økt seighet, karakterisert ved at den omfatter de følgende trinn (a) til (e):

(a) Dannelse av et finemne med et rundt tverrsnitt ved kontinuerlig støping av smeltet stål som har den kjemiske sammensetning i henhold til (1) ovenfor.

(b) Avkjøling av finemnet til romtemperatur ved ikke mindre enn 6°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C.

(c) Oppvarming av finemnet til temperaturen mellom 1100 og 1280°C ved ikke mer enn 15°C/min som en gjennomsnittlig oppvarmingshastighet mellom 550 og 900°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør.

(d) Tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isotermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling.

(e) Anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.

(3) En fremgangsmåte for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med en høy fasthet og økt seighet, karakterisert ved at den omfatter de følgende trinn (a) til (f):

5 (a) Dannelse av et grovemne eller en slab med et firkantet tverrsnitt ved kontinuerlig støping av smeltet stål som har den kjemiske sammensetning i henhold til (1) ovenfor.

(b) Avkjøling av grovemnet eller slabben til romtemperatur ved ikke mindre enn 8°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C.

10 (c) Oppvarming av grovemnet eller slabben til en temperatur mellom 1100 og 1280°C ved ikke mer enn 15°C/min som en gjennomsnittlig oppvarmingshastighet mellom 550 og 900°C, for å danne et finemne med et rundt tverrsnitt ved smiing og/eller valsing, og deretter avkjøling til romtemperaturen.

15 (d) Oppvarming av finemnet til temperaturen mellom 1100 og 1280°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør.

(e) Tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isothermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling.

20 (f) Anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.

(4) En fremgangsmåte for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør, med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med en høy fasthet og økt seighet, karakterisert ved at den omfatter de følgende trinn (a) til (e):

30 (a) Dannelse av et finemne med et rundt tverrsnitt ved kontinuerlig støping av et smeltet stål som har den kjemiske sammensetning i henhold til (1) ovenfor.

(b) Avkjøling av finemet til romtemperaturen ved ikke mindre enn 6°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C.

5 (c) Isotermisk behandling av finemet under ikke mindre enn 15 minutter ved temperaturen mellom 550 og 1000°C, og oppvarming til temperaturen mellom 1100 og 1280°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør.

10 (d) Tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isotermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling.

15 (e) Anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.

(5) En fremgangsmåte for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med en høy fasthet og økt seighet, karakterisert ved at den omfatter de følgende trinn (a) til (f):

20 (a) Dannelse av et grovemne eller en slab med et firkantet tverrsnitt ved kontinuerlig støping av et smeltet stål som har den kjemiske sammensetning i henhold til (1) ovenfor.

25 (b) Avkjøling av grovemnet eller slabben til romtemperatur ved ikke mindre enn 8°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C.

(c) Isotermisk behandling av grovemnet eller slabben under ikke mindre enn 15 minutter ved temperaturen mellom 550 og 1000°C, og oppvarming til temperaturen mellom 1100 og 1280°C, deretter smiing og/eller valsing for å danne et finemne med et rundt tverrsnitt, og deretter avkjøling til romtemperaturen.

30 (d) Oppvarming av finemet til temperaturen fra 1100 til 1280°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør.

(e) Tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isotermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling.

(f) Anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.

Best modus for utførelse av oppfinnelsen

1. Kjemisk sammensetning av stålrør ifølge den foreliggende oppfinnelse

Grunnen til å avgrense de kjemiske sammensetninger i stålrøret ifølge den foreliggende oppfinnelse vil bli beskrevet som følger. Som beskrevet ovenfor, "%" som viser innholdet (eller konsentrasjonen) av en kjemisk sammensetning betyr "masse%".

C: 0,03 til 0,08%

C er et viktig element for å sørge for fastheten i stål. Et innhold som ikke er mindre enn 0,03% er nødvendig for å forbedre herdbarheten og fastheten i et tykkvegget materiale. Siden et innhold som overstiger 0,08% forårsaker forringelse av seigheten, settes innholdet av C til 0,03 til 0,08%.

Si: 0,15% eller mindre

Si har en effekt som en oksygenfjerner i stålproduksjon, men det er bedre å tilsette så lite som mulig. Fordi det alvorlig forringer seigheten, særlig i et tykkvegget materiale. Hvis innholdet av Si overstiger 0,15%, blir seigheten i det tykkveggede materiale betydelig forringet. Innholdet settes derfor til 0,15% eller mindre hvis det tilsettes som oksygenfjerner. Et innhold på 0,15% eller mindre muliggjør ytterligere forbedringer i seighet. Innholdet blir mest ønskelig styrt til mindre enn 0,10%. Selv om det er vanskelig i ekstrem grad å redusere Si som urenhet sett ut fra hensynet til stålfremstillingsprosessen, kan ekstremt tilfredsstillende seighet oppnås hvis innholdet begrenses til mindre enn 0,05%.

Mn: 0,3 til 2,5%

Mn må inkluderes i en relativt stor mengde, siden det forbedrer herdbarheten og derfor styrker midten selv i et tykkvegget materiale, og forbedrer også seigheten. Et innhold på mindre enn 0,3% kan ikke tilveiebringe disse effekter, og
5 et innhold som overstiger 2,5% forårsaker forringelse av HIC-bestandighetskarakteristikken, Mn-innholdet settes derfor til 0,3 til 2,5%.

Al: 0,001 til 0,10%

Al tilsettes som en oksygenfjerner ved stålfremstilling. For å oppnå denne effekt må det tilsettes slik at det har et innhold som ikke er mindre enn 0,001%. På
10 den annen side, hvis innholdet av Al overstiger 0,10%, samler inneslutningene seg i klynger, hvilket reduserer seigheten, og overflatedefekter blir hyppig generert under bearbeidingen av rørendene slik at de får skrå flate. Innholdet av Al settes derfor til 0,001 til 0,10%. Sett ut fra hensynet til å hindre overflatedefektene, er det ønskelig å tilveiebringe en øvre grense, og den øvre grense settes fortrinnsvis til
15 0,03% og mer fortrukket til 0,02%. Siden en høy deoksidasjonseffekt ved tilsettingen av Si ikke kan forventes i stålrøret ifølge den foreliggende oppfinnelse, settes den nedre grense for Al-innholdet fortrinnsvis til 0,010% for tilstrekkelig deoksidasjon.

Cr: 0,02 til 1,0%

Cr er et element som forbedrer herdbarheten og fastheten til stål i et tykkvegget materiale. Effekten blir betydelig når 0,02% eller mer av Cr inkluderes.
20 Imidlertid, siden et for stort innhold av dette forårsaker en forringelse av seigheten, begrenses innholdet til 1,0% eller mindre.

Ni: 0,02 til 1,0%

Ni er et element som forbedrer herdbarheten og fastheten til stål i et tykkvegget materiale. Effekten blir betydelig når 0,02% eller mer av Ni inkluderes.
25 Imidlertid, siden Ni er et kostbart element, og effekten mettes hvis det blir inkludert i for stor grad, settes den øvre grense av dette til 1,0%.

Mo: 0,02 til 1,2%

Mo er et element som forbedrer fastheten til stål ved omvandlingsstyrking og faststoff-løsningstyrking. Effekten blir betydelig når 0,02% eller mer Mo inkluderes.
30 Imidlertid, siden en for stor tilsetting av dette forårsaker forringelse av seigheten, settes den øvre grense til 1,2%.

Ti: 0,004 til 0,010%

Innholdet av Ti må styres i et smalt område fra 0,004% til 0,010%, hvilket er passende til utskilling som fin Ti-karbonitrid uten utskilling i størkningen, under den etterfølgende oppvarming av finemet. Hvis innholdet er mindre enn 0,004%, kan et tilstrekkelig antall av utskilte korn av Ti-karbonitridet ikke garanteres, og hvis det overstiger 0,010%, blir Ti-karbonitridet grovt utskilt i avkjølingen etter størkning. Et korrekt innhold av Ti er derfor 0,004 til 0,010%.

N: 0,002 til 0,008%

N må inkluderes i et innhold på 0,002% eller mer for å sørge for findispersert Ti-karbonitrid. Siden et innhold som overstiger 0,008% resulterer i utskilling av grovkornet Ti-karbonitrid i størkningen, må innholdet styres i et smalt område fra 0,002 til 0,008%.

V: 0 til 0,08%

V er et element hvis innhold skal bestemmes i avhengighet av balansen mellom fasthet og seighet. Hvis det kan sørges for tilstrekkelig fasthet ved hjelp av andre legeringselementer, kan økt seighet oppnås uten tilsetning av dette. Når det tilsettes som et fasthetsforbedrende element, blir innholdet fortrinnsvis satt til 0,02% eller mer. Siden seigheten blir alvorlig forringet hvis innholdet overstiger 0,08%, settes den øvre grense av innholdet til 0,08%, hvis det tilsettes.

Nb: 0 til 0,05%

Nb er bemerkelsesverdig virksom for undertrykking av grovkorningen under oppvarming for bråkjøling i tilfelle av en varmebehandling utenfor produksjonslinjen. For å fremskaffe denne effekt, er det ønskelig at Nb inkluderes i et innhold på 0,005% eller mer. Imidlertid, hvis innholdet av Nb overstiger 0,05%, blir en grovkornet karbonitrid utskilt for å forringe seigheten. Den øvre grense settes derfor til 0,05%.

I tilfelle av en varmebehandling i produksjonslinjen, er det i bunn og grunn bedre ikke å tilsette Nb, siden Nb-karbonitridet blir inhomogent utskilt, hvilket øker fasthetsspredning så vel som at det forringer seigheten. Når innholdet overstiger 0,005%, blir fasthetsspredningen betydelig og problematisk for fremstillingen. Derfor, ved anvending av varmebehandlingen i produksjonslinjen, bør den tillatelige øvre grense settes til 0,005%.

Cu: 0 til 1,0%

Cu behøver ikke å tilsettes. Det kan imidlertid tilsettes, hvis forbedring i HIC-bestandighetskarakteristikken (hydrogen-fremkalt sprekkdannelsesbestandighetskarakteristikk) er tiltenkt, siden det har en virkning med å forbedre HIC-
5 bestandighetskarakteristikken. Minimumsinholdet som forbedrer HIC-karakteristikken er 0,02%. Siden effekten mettes selv med et innhold som overstiger 1,0%, kan innholdet settes til 0,02 til 1,0%, hvis det tilsettes.

Ca, Mg og REM: Totalt 0,0002 til 0,005% av minst én valgt derfra.

Disse elementer tilsettes for det formål å forbedre seigheten og korrosjons-
10 bestandigheten ved formstyring av inneslutninger og for det formål å undertrykke munnstykketilstopping ved støping for å forbedre støpekarakteristikken. For å fremskaffe slike effekter, er det nødvendig med et totalt innhold på 0,0002% eller mer av minst én valgt derfra. Hvis totalt innhold overstiger 0,005% av minst én valgt derfra, ikke bare mettes effektene, men inneslutningene danner også lett
15 klynger, hvilket i noe grad forringer seigheten og HIC-bestandighetskarakteristikken. Derfor, når ett av disse elementer tilsettes, settes hvert innhold til 0,0002 til 0,005%, og når to eller flere valgt derfra tilsettes, settes det totale innhold til 0,0002 til 0,005%. REM betyr 17 elementer som inkluderer lantanideelementene, Y og Sc.

20 B: 0,0003 til 0,1%

B behøves ikke å tilsettes. Imidlertid, siden tilsetting av dette fører til forbedring i herdbarhet selv om det er et spor, er tilsettingen virksom når ytterligere høy fasthet er nødvendig. For å oppnå denne effekt er et innhold på 0,0003% eller mer ønskelig. Imidlertid, siden en for stor tilsetting av dette forårsaker forringelse
25 av seigheten, settes innholdet av B til 0,01% eller mindre, hvis det tilsettes.

Stålrøret for ledningsrør ifølge den foreliggende oppfinnelse består av den ovenstående kjemiske sammensetning, og resten er Fe og urenheter. De øvre grenser for innhold av P og C blant urenheterne bør styres som følger:

P: Ikke mer enn 0,05%.

30 P er et urenhetselement som forringer seigheten, og innholdet er fortrinnsvis så lite som mulig. Siden et innhold som overstiger 0,05% forårsaker betydelig forringelse av seigheten, settes den tillatelige øvre grense til 0,05%. Innholdet av P er fortrinnsvis 0,02% eller mindre, og, ytterligere foretrukket, 0,01% eller mindre.

S: Ikke mer enn 0,005%

S er også et urenhetsselement som forringer seigheten, og innholdet er fortrinnsvis så lite som mulig. Siden et innhold som overstiger 0,005% forårsaker betydelig forringelse av seigheten, settes den tillatelige øvre grense til 0,005%. Innholdet av S er fortrinnsvis 0,003% eller mindre, og, ytterligere foretrukket, 0,001% eller mindre.

2. Fremgangsmåte for fremstilling

Passende fremstillingsbetingelser for fremgangsmåten for fremstilling av den foreliggende oppfinnelse vil bli beskrevet som følger.

(1) Støping og avkjøling etter størkning

Stål raffineres i en basisk oksygenovn eller lignende, for å ha den ovenstående sammensetning, fulgt ved støping og størkning for å frembringe et grovemne. På dette tidspunkt er det viktig å fremskaffe en størknet ingot hvor utskilling av Ti-karbonitridet er undertrykket. Hvis innholdet av C, Ti og N er begrenset som beskrevet ovenfor, blir Ti-karbonitridet i hovedsak ikke utskilt under størkning. Imidlertid, hvis den etterfølgende avkjølingshastighet er lav, utskilles et grovkornet Ti-karbonitrid, avkjølingen må derfor gjennomføres ved ikke mindre enn en spesifisert avkjølingshastighet.

En kontinuerlig støping til en rund finemneform er ideell for fremstillingsprosessen, en prosess for kontinuerlig støping til en firkantet form eller støping som en ingot og deretter emnevalsing til det runde finemne kan imidlertid gjennomføres. I dette tilfelle er det videre viktig å nøye styre avkjølingshastigheten etter størkning, for å undertrykke utskillingen av det grovkornede TiN.

Det er påkrevd at en avkjølingshastighet i et temperaturområde fra 1400 til 1000°C, hvor Ti-karbonitridet er tilbøyelig til å genereres etter størkning, ikke er mindre enn 6°C/min i tilfellet med støping til det runde finemne, og at den ikke er mindre enn 8°C/min i tilfellet med utføring av emnevalsingen. Den gjennomsnittlige avkjølingshastighet blir mer foretrukket satt til å være ikke mindre enn 8°C/min i tilfellet med støping til det runde finemne, og til ikke å være mindre enn 10°C/min i tilfellet med utføring av emnevalsingen. I hvert tilfelle tilveiebringes ingen øvre grense, siden den større gjennomsnittlige avkjølingshastighet er mer ønskelig.

Avkjølingshastigheten for grovemnet varierer i avhengighet av partier av grovemnet. I tilfelle av kontinuerlig støping til den sirkulære form, blir avkjølingshastigheten styrt på et sted som er fjerntliggende fra et senter med en avstand som er $1/2$ av radien. I tilfelle av kontinuerlig støping til en firkantet form, blir avkjølingshastigheten styrt ved en midtre posisjon mellom tyngdepunktet og overflaten på en linje som passerer tyngdepunktet for firkanten i parallell med dens langsider. Temperaturen kan måles ved innfesting av et termoelement, eller, isteden, med numerisk simulering som korrigeres med temperaturhistorien til overflaten.

10 (2) Bearbeiding av et finemne eller en ingot

Det runde finemne oppvarmes på ny til en varmbearbeidbar temperatur, og hulling, trekking og formgivende valsing utføres med dette. Grovemnet eller slabben som er støpt til et firkantet tverrsnitt oppvarmes på ny og gjøres deretter til et rundt finemne med smiing eller/og valsing, og hulling, trekking og formgivende valsing blir deretter utført med dette.

Det er påkrevd at en temperatur for fornyet oppvarming er 1100°C eller høyere, siden bestandighet mot varm deformasjon økes ved en temperatur som er lavere enn 1100°C , hvilket øker feil. Den øvre grense for denne settes til 1280°C , siden en temperatur som overstiger 1280°C fører til en altfor stor økning i oppvarmingsbrensel-råenheten, og en reduksjon i utbytte ved økt tap av glødeskall, hvilket uøkonomisk avkortet levetiden til oppvarmingsovnene, og lignende. Siden en lavere oppvarmingstemperatur frembringer finere korn og øker seigheten, er en foretrukket oppvarmingstemperatur 1200°C eller lavere.

Når det oppløste Ti er tilstrekkelig til stede, blir Ti-karbonitridet utskilt under fornyet oppvarming, utskillingen skjer imidlertid ved en relativt lav temperatur, ulikt utskillingen under avkjølingen etter størkning. Den utskilte Ti-karbonitrid er derfor mye mer finkornet enn den som kommer under avkjøling etter størkning. Et økt antall av finkornet Ti-karbonitrid dannes, og dette undertrykker kornmigrasjonen under oppvarming av finemnet, for å forhindre grovkorningen. Imidlertid, siden hurtig oppvarming deaktiverer utskilling i svært liten grad ved en lav temperatur, kan effekten av å hindre grovkorning ikke oppnås. Det er virksomt for å fremme utskilling i svært liten grad ved en lav temperatur under den fornyede oppvarming at den gjennomsnittlige oppvarmingshastighet bør være $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ eller mindre ved

en temperatur mellom 550 og 900°C, eller at den isotermske behandling bør gjennomføres i 15 minutter eller mer ved en temperatur mellom 550 og 1000°C.

Hullingen, trekkingen og den formgivende valsing kan gjennomføres ved fremstillingsbetingelsene for et generelt sømløst stålrør.

5

3. Varmebehandling etter rørfremstilling

I varmebehandlingen etter rørfremstilling, er det nødvendig å fremskaffe en homogen struktur, for å sørge for seighet. Bråkjølingsbehandlingen er basert på varmebehandling i produksjonslinjen med gjennomføring av bråkjøling, uten avkjøling én gang til romtemperatur, i rekkefølge med varmvalsing. Imidlertid, hvis den fornyede oppvarming og bråkjølingen utføres etter avkjøling, dannes det finere korn, hvilket forbedrer seigheten. Når bråkjølingen gjennomføres i rekkefølge med isotermsk behandling i en isotermsk ovn etter avslutningen av varmbearbeiding, kan det oppnås et stålrør med minimert fasthetsspredning.

Høy fasthet og høy seighet kan lettere oppnås i et tykkvegget materiale hvis avkjølingshastigheten i bråkjølingen er satt høyere. Når avkjølingshastigheten kommer nærmere en teoretisk begrenset avkjølingshastighet, kan det oppnås høyere fasthet og høyere seighet. Den nødvendige gjennomsnittlige avkjølingshastighet er 8°C/sek eller mer ved en temperatur mellom 800 og 500°C, mer foretrukket 10°C/sek eller mer, og mest foretrukket ikke mindre enn 15°C/sek.

Avkjølingssluttemperaturen er også viktig for å sørge for førsteklasses seighet, i tillegg til avkjølingshastigheten. Det er viktig å bruke et stål med en justert kjemisk sammensetning og avkjøle det med tvang til en sluttemperatur som ikke er høyere enn 100°C. Den tvungne avkjøling utføres kontinuerlig, fortrinnsvis til 80°C eller lavere, mer foretrukket til 50°C eller lavere, og mest foretrukket til 30°C eller lavere. I henhold til dette kan dannelsen av omvandlingsstyrket struktur hvor C er delvis konsentrert eller restaustenitt forhindres, og seigheten blir derfor betydelig forbedret.

Etter bråkjølingen utføres anløping ved en temperatur mellom 500 og 700°C. Anløpingen utføres for å justere fastheten og for å forbedre seigheten. Holdetiden ved anløpingstemperaturen kan bestemmes korrekt i henhold til veggtykkelsen eller lignende for stålrøret, og settes generelt til ca 10 til 120 minutter.

Eksempel

Stål som har de kjemiske sammensetninger som er vist i tabell 1 ble smeltet i en konverter. To fremgangsmåter for fremstilling av et rundt finemne ble tatt i bruk: den ene er en fremgangsmåte for støping til en kontinuerlig form med et rundt tverrsnitt, og den andre er en fremgangsmåte for fremstilling for støping til en firkantet form og deretter emnevalsing. Fremstillingsbetingelsene i støpingen til den runde, kontinuerlige støpeform er vist i tabellene 2 og 3. Størkningsprosessen er representert som "RCC". Prosessen for støping til den firkantede form er representert som "BLCC", og fremstillingsbetingelsene for denne er vist i tabellene 4 og 5.

Runde finemner ble oppvarmet under oppvarmingsbetingelsene for rørfremstilling som er vist i tabellene 2 til 5, og hule rør ble produsert ved bruk av et rørvalseverk med matevalse. De hule rør ble ferdigvalset ved bruk av et dorvalseverk og en størrelsesgiver, hvorved stålrør som har veggtykkelse fra 30 mm til 50 mm ble fremskaffet. Deretter ble disse rør avkjølt i bråkjølingsbetingelsene som er beskrevet i tabellene 2 til 5. Det vil si at, etter rørfremstilling, en hvilken som helst av de følgende tre prosesser ble tatt i bruk: den første er umiddelbar avkjøling; den annen er umiddelbar mating til en glødeovn for isothermisk behandling og deretter bråkjøling; og den siste er avkjøling én gang til romtemperatur og fornyet oppvarming og deretter avkjøling igjen. Deretter ble anløping utført under de betingelser som er beskrevet i tabellene 2 til 5, for å fremskaffe de ferdige produkter.

Et strekkprøvestykke nr. 12 i henhold til JIS (japansk industristandard) for strekkprøve ble fremstilt fra hvert av de resulterende stålrør, for å måle strekkfasthet (tensile strength, TS) og flytegrense (yield strength, YS). Strekkprøven ble utført i henhold til JIS Z 2241. Som et slagprøvestykke, ble et prøvestykke på 10 mm x 10 mm, 2 mm med V-skår fremstilt fra lengderetningen i det tykkveggede senter i henhold til prøvestykke nr. 4 ifølge JIS Z 2202, og det ble utsatt for prøven.

I prøve nr. 1 i tabell 2, er to eksempler på undernumre 1 og 2 beskrevet. Stål A, oppfinnelsen, brukes i 1-1 og 1-2, og fremstillingsbetingelsen for 1-1 er innenfor det område som er avgrenset av den foreliggende oppfinnelse, hvor økt seighet oppnås. På den annen side, fremstillingsbetingelsen for 1-2 avviker fra den fremstillingsprosess som er bestemt av den foreliggende oppfinnelse med en svært høy oppvarmingshastighet for rørfremstilling, hvor økt seighet ikke kan opp-

nås. Hver av testene nr. 2 til 24 har også undernummer 1 og 2, og den samme stålgrad brukes i det samme testnummer. Fremstillingsbetingelsen for hvert undernummer 1 er innenfor det område som er avgrenset av den foreliggende oppfinnelse, hvor økt seighet kan oppnås. På den annen side, fremstillingsbetingelsen for
5 hvert undernummer 2 avviker fra fremstillingsprosessen som er bestemt av den foreliggende oppfinnelse, hvor økt seighet ikke kan oppnås.

I tabellene 4 og 5 brukes den samme stålgrad også i ett testnummer, og hvert undernummer 1 korresponderer til fremstillingsprosessen innenfor det område som er avgrenset av den foreliggende oppfinnelse, hvor økt seighet oppnås. På
10 den annen side, siden hvert undernummer 2 avviker fra den fremstillingsprosess som er bestemt av den foreliggende oppfinnelse, hvor økt seighet ikke oppnås.

Testnummer 25 til 30 er eksempler på sammenlignende stål som avviker fra det område av sammensetning av legeringen som er avgrenset av den foreliggende oppfinnelse. Hvert av stålene har utilstrekkelig seighet, og har utilstrekkelig
15 ytelse som et ledningsrør som krever økt tykkelse og høy seighet.

Tabell 1

Stål	Kjemisk sammensetning														[masse% Fe: resten]					Opphøvelsen	Sammenligning
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	solAl	N	V	Cu	Nb	B	Ca	Mg	REM			
A	0,06	0,07	1,77	0,008	0,0012	0,60	0,12	0,16	0,006	0,026	0,0036	0,04	0,00	-	-	0,0007	-	-			
B	0,06	0,08	1,46	0,006	0,0013	0,41	0,06	0,26	0,008	0,016	0,0063	0,04	0,00	-	-	0,0009	-	-			
C	0,03	0,07	1,77	0,012	0,0009	0,26	0,12	0,13	0,010	0,027	0,0036	0,01	0,00	-	-	0,0026	-	-			
D	0,06	0,06	1,19	0,011	0,0009	0,47	0,16	0,24	0,007	0,027	0,0048	0,01	0,00	-	-	0,0022	-	-			
E	0,03	0,09	1,54	0,010	0,0013	0,48	0,14	0,10	0,006	0,019	0,0066	0,00	0,00	-	-	0,0011	-	-			
F	0,06	0,08	1,66	0,007	0,0011	0,27	0,17	0,14	0,008	0,029	0,0039	0,03	0,00	-	-	0,0010	-	-			
G	0,07	0,09	1,53	0,006	0,0010	0,36	0,26	0,16	0,007	0,023	0,0067	0,00	0,26	-	-	0,0024	-	-			
H	0,07	0,08	1,60	0,006	0,0006	0,37	0,12	0,08	0,010	0,023	0,0028	0,00	0,00	-	0,0021	0,0016	-	-			
I	0,07	0,06	1,63	0,008	0,0014	0,07	0,16	0,22	0,006	0,023	0,0040	0,03	0,33	-	-	0,0020	-	-			
J	0,03	0,07	1,60	0,008	0,0008	0,33	0,27	0,23	0,007	0,024	0,0028	0,03	0,00	-	-	0,0008	-	-			
K	0,07	0,06	1,49	0,009	0,0009	0,39	0,10	0,07	0,009	0,020	0,0067	0,00	0,31	-	-	0,0014	-	-			
L	0,03	0,10	1,46	0,009	0,0011	0,44	0,14	0,16	0,007	0,027	0,0040	0,03	0,32	-	-	0,0012	-	-			
M	0,06	0,09	1,76	0,007	0,0006	0,36	0,19	0,17	0,010	0,017	0,0048	0,00	0,00	-	-	0,0016	-	-			
N	0,04	0,06	1,43	0,005	0,0010	0,36	0,16	0,29	0,009	0,016	0,0060	0,04	0,00	-	-	0,0027	0,0008	-			
O	0,04	0,07	1,31	0,011	0,0009	0,44	0,24	0,31	0,010	0,016	0,0026	0,04	0,00	-	0,0011	0,0026	-	0,0016			
P	0,06	0,06	1,47	0,009	0,0006	0,31	0,05	0,18	0,008	0,024	0,0068	0,03	0,00	-	-	0,0019	0,0012	-			
Q	0,03	0,08	1,36	0,006	0,0006	0,42	0,12	0,21	0,006	0,020	0,0066	0,01	0,26	-	-	0,0013	0,0011	-			
R	0,03	0,05	1,56	0,011	0,0007	0,23	0,18	0,19	0,009	0,028	0,0063	0,00	0,00	-	-	0,0017	-	-			
S	0,06	0,07	1,44	0,011	0,0014	0,33	0,16	0,19	0,009	0,017	0,0027	0,00	0,00	-	0,0022	0,0007	-	-			
T	0,06	0,08	1,69	0,011	0,0006	0,38	0,11	0,06	0,007	0,028	0,0046	0,04	0,23	-	-	0,0020	-	-			
U	0,04	0,08	1,42	0,009	0,0009	0,32	0,20	0,30	0,007	0,020	0,0020	0,04	0,00	-	0,0011	0,0017	-	-			
V	0,07	0,09	1,30	0,006	0,0008	0,69	0,14	0,26	0,006	0,028	0,0041	0,02	0,30	0,022	-	0,0029	-	-			
W	0,04	0,07	1,72	0,012	0,0010	0,60	0,20	0,22	0,008	0,018	0,0039	0,00	0,18	0,008	0,0016	0,0020	0,0008	0,0007			
X	0,03	0,08	1,51	0,006	0,0009	0,47	0,36	0,33	0,009	0,026	0,0038	0,03	0,31	0,019	-	0,0027	-	-			
AA	0,11	0,09	1,36	0,008	0,0012	0,49	0,11	0,17	0,008	0,029	0,0036	0,04	0,00	-	0,0014	0,0008	-	-			
BB	0,06	0,34	1,47	0,009	0,0011	0,49	0,10	0,28	0,007	0,023	0,0033	0,03	0,00	-	0,0013	0,0011	-	-			
CC	0,04	0,06	1,69	0,008	0,0070	0,62	0,16	0,26	0,006	0,027	0,0036	0,04	0,00	-	0,0013	0,0008	-	-			
DD	0,06	0,08	1,66	0,009	0,0009	0,57	0,14	0,23	0,009	0,028	0,0032	0,02	0,00	-	0,0016	0,0008	-	-			
EE	0,04	0,08	1,80	0,008	0,0010	0,46	0,10	0,21	0,007	0,023	0,0036	0,11	0,00	-	0,0015	0,0012	-	-			
FF	0,04	0,08	1,76	0,009	0,0008	0,46	0,10	0,19	0,009	0,020	0,0042	0,04	0,00	-	0,0016	-	-	-			

Tabel 2

Prøvenummer	Slek	Stærkning		Oppvarming under reifremst.		Bråkjøling etter reifremstilling						Anleping		Fasthet	Selghet	Tykkelse av rørvegg (FATT)	Note (*)			
		Avkjøl. hastighet (°C/min)	Opp- varm. temp. (°C)	Opp- varm. hastigh. (°C)	Holding i et midtre trin		Måling til en glødeovn før bråkjøling		Avkjøling til rentemp. og måling til en glødeovn før bråkjøling		Avkjøl.- hastighet (°C/asek)	Temp. etter avkjøling (°C)	Tid Temp. (°C)					Flytegrense (MPa)		
					Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)										
1-1	A	ROC	10,6	1250	-	600	30	950	10	-	-	-	8,4	37	590	20	772	-38	42	I
1-2	A	ROC	16,1	1200	16,6	-	-	950	10	-	-	-	11,6	55	630	30	752	-7	42	C
2-1	B	ROC	11,7	1250	9,4	-	-	900	20	-	-	-	11,7	56	600	30	663	-58	40	I
2-2	B	ROC	4,5	1150	7,9	-	-	900	20	-	-	-	9,7	59	600	30	820	-19	40	C
3-1	C	ROC	10,2	1150	-	800	90	950	10	-	-	-	16,6	26	590	20	596	-45	35	I
3-2	C	ROC	12,1	1300	6,5	-	-	950	10	-	-	-	10,1	60	610	20	568	0	35	C
4-1	D	ROC	9,7	1150	6,6	-	-	950	10	-	-	-	14,6	50	640	30	605	-51	35	I
4-2	D	ROC	12,5	1100	16,4	400	90	950	10	-	-	-	10,9	57	560	20	582	-4	35	C
5-1	E	ROC	14,1	1200	9,9	-	-	950	10	-	-	-	11,5	62	590	20	611	-38	45	I
5-2	E	ROC	10,7	1250	7,7	-	-	950	10	-	-	-	6,5	47	590	30	567	-16	45	C
6-1	F	ROC	8,2	1200	7,1	-	-	980	5	-	-	-	14,8	53	550	20	630	-60	35	I
6-2	F	ROC	13	1150	-	750	120	990	5	-	-	-	8,3	200	600	10	655	-18	35	C
7-1	G	ROC	11,8	1200	9,0	-	-	950	10	-	-	-	9,2	31	610	20	682	-58	30	I
7-2	G	ROC	13,5	1310	6,3	-	-	950	10	-	-	-	19,4	51	640	10	690	-5	30	C
8-1	H	ROC	8,4	1250	6,2	-	-	940	10	-	-	-	17,8	46	600	10	765	-39	32	I
8-2	H	ROC	16	1200	7,4	-	-	940	10	-	-	-	4,1	48	620	30	709	2	32	C
9-1	I	ROC	10,9	1250	-	650	30	950	10	-	-	-	18	30	570	10	617	-51	32	I
9-2	I	ROC	4,5	1100	-	700	120	950	10	-	-	-	8,9	40	620	20	612	-15	32	C
10-1	J	ROC	14,4	1100	9,9	-	-	950	10	-	-	-	19,1	53	640	20	647	-31	30	I
10-2	J	ROC	10,9	1100	6,7	-	-	950	10	-	-	-	14,3	179	580	10	641	-22	30	C
11-1	K	ROC	16,7	1250	9,1	-	-	950	10	-	-	-	9,2	57	640	10	654	-42	50	I
11-2	K	ROC	12,7	1200	16,7	-	-	950	10	-	-	-	8,7	50	550	10	643	2	50	C
12-1	L	ROC	11,9	1150	7,7	-	-	950	10	-	-	-	10,6	51	580	20	605	-35	45	I
12-2	L	ROC	12,4	1200	6,8	-	-	1050	10	-	-	-	9,5	55	610	10	624	-12	45	C
13-1	M	ROC	8,7	1250	6,9	-	-	950	30	-	-	-	11,8	31	560	20	706	-42	40	I
13-2	M	ROC	12,6	1100	-	600	60	780	30	-	-	-	13,2	41	610	20	703	-9	40	C
14-1	N	ROC	10,1	1250	8,7	-	-	-	-	-	-	-	16	40	640	30	640	-54	35	I
14-2	N	ROC	13,6	1200	-	850	60	-	-	-	-	-	4,3	26	560	10	591	-2	35	C

*Note: Symboler i viser oppfinnelsen og symbolet C viser sammenligningen

Tabel 3

Prøvenummer	Sle	Stærkning		Oppvarming under rørfremst.				Bråkjøling etter rørfremstilling						Anløping		Fasthet	Sølgnet	Tykkelse av rørvegg (mm)	Note (*)
		Opp- varm. hastighet	Opp- varm. temp.	Opp- varm. hastigh.		Holding i et midtre trinn		Måling til en glødevrn før bråkjøling		Avkjøling til romtemp. og måling til en glødevrn før bråkjøling		Avkjøl. hastighet (°C/sek)	Temp. etter avkjøling (°C)	Temp. (°C)	Tid (°C)				
				Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)								
16-1	O	ROC	15,1	1100	6,8	-	-	-	-	-	-	14,5	50	580	30	745	-31	30	I
16-2	O	ROC	16,8	1150	5,3	-	-	-	-	-	-	19,6	163	640	20	766	-2	30	C
16-1	P	ROC	13,2	1150	-	800	90	-	-	-	-	9,3	36	640	10	586	-43	40	I
16-2	P	ROC	14,6	1150	-	700	60	-	-	-	-	14,3	30	400	30	573	-9	40	C
17-1	Q	ROC	8,3	1150	8,7	-	-	-	-	-	-	13,3	60	630	20	577	-47	30	I
17-2	Q	ROC	15	1150	-	800	60	-	-	-	-	18,6	45	750	30	535	-10	30	C
18-1	R	ROC	13,4	1100	-	700	90	-	-	-	-	16,3	53	630	10	530	-42	35	I
18-2	R	ROC	6,2	1200	9,3	-	-	-	-	-	-	15,1	52	630	30	519	-24	35	C
19-1	S	ROC	13,9	1200	9,3	-	-	-	-	-	-	13,4	37	570	20	720	-51	30	I
19-2	S	ROC	15,3	1310	5,1	-	-	-	-	-	-	18,9	44	560	10	698	-3	30	C
20-1	T	ROC	10,9	1100	-	850	90	-	-	-	-	8,4	45	640	10	679	-47	40	I
20-2	T	ROC	13,4	1250	19,7	-	-	-	-	-	-	13,9	39	620	30	673	2	40	C
21-1	U	ROC	11,8	1200	7,9	-	-	-	-	-	-	11,3	43	590	20	751	-35	35	I
21-2	U	ROC	14	1300	16,2	900	30	-	-	-	-	17,1	40	550	10	748	-14	35	C
22-1	V	ROC	10,3	1250	-	750	30	-	-	920	15	9,6	34	620	30	875	-36	43	I
22-2	V	ROC	14,6	1250	9,1	-	-	-	-	920	15	11,7	210	590	20	872	8	43	C
23-1	W	ROC	11,4	1150	-	600	120	-	-	920	30	12,4	45	560	20	888	-42	40	I
23-2	W	ROC	11,9	1250	-	800	90	-	-	920	30	3,7	45	640	20	837	16	40	C
24-1	X	ROC	13,6	1250	6,8	-	-	-	-	920	20	12,9	48	680	30	899	-38	40	I
24-2	X	ROC	9,5	1250	5,6	-	-	-	-	1100	20	12,1	28	610	30	900	-19	40	C
25	AA	ROC	11,8	1250	8,0	-	-	-	-	920	15	10,6	34	600	30	860	-12	40	C
26	BB	ROC	11,7	1250	8,1	-	-	-	-	920	15	10,1	31	600	30	840	-11	40	C
27	CC	ROC	10,6	1250	7,6	-	-	-	-	920	15	12,2	27	600	30	825	-12	40	C
28	DD	ROC	12,3	1250	7,2	-	-	-	-	920	15	9,8	28	600	30	914	-6	45	C
29	EE	ROC	11,2	1250	8,8	-	-	-	-	920	15	10,4	30	600	30	870	-15	45	C
30	FF	ROC	11,6	1250	7,5	-	-	-	-	920	15	10,3	31	600	30	886	-17	45	C

* Note: Symbolet I viser oppfyllelsen og symbolet C viser sammenligningen

Tabell 4

Prøvenummer	Seri	Størkning		Oppvarming under ennervæising			Rørfremstilling	Bråkjøling eller rørfremstilling							Anløping		Festhet	Seighet		Måte (*)	
								Avkjøling eller rørfremstilling													
		Prosess	Avkjøl. hastig. (°C/min)	Oppvarm. temp. (°C)	Oppvarm. hastigh. (°C)	Holding i et mildt brnn		Oppvarm. temp. (°C)	Måling til en gløedovn før bråkjøling			Avkjøling til romtemperatur og måling til en gløedovn før bråkjøling		Avkjøl. hastighet (°C/sek)	Temp. etter avkjøling (°C)	Temp. (°C)	Tid	Flytegrense (MPa)	Omslagstemperatur ved brudd-opptreden (FATT) (°C)		Tykkelse av rørvegg (mm)
						Temp. (°C)	Time (min)		Temp. (°C)	Time (min)	Temp. (°C)	Time (min)									
1-1	A	BLOCC	16,0	1150	6,3	-	-	1250	950	10	-	-	17	44	590	20	779	-30	35	I	
1-2	A	BLOCC	14,3	1200	6,1	-	-	1310	950	10	-	-	16,9	35	580	20	778	4	35	C	
2-1	B	BLOCC	16,2	1250	7,8	-	-	1200	950	10	-	-	11,3	42	590	10	649	-54	45	I	
2-2	B	BLOCC	16,1	1100	7,8	-	-	1250	950	10	-	-	4,9	60	570	20	607	-13	45	C	
3-1	C	BLOCC	16,1	1150	6,0	-	-	1150	950	10	-	-	10,1	65	640	30	597	-33	30	I	
3-2	C	BLOCC	16,0	1200	17,1	350	30	1150	950	10	-	-	19,4	38	580	10	583	-21	30	C	
4-1	D	BLOCC	13,8	1200	6,7	-	-	1100	950	10	-	-	11	48	580	20	580	-31	35	I	
4-2	D	BLOCC	11,7	1310	6,0	-	-	1200	950	10	-	-	17,2	38	610	10	614	-17	35	C	
5-1	E	BLOCC	11,7	1200	4,8	-	-	1250	950	10	-	-	17,1	27	600	20	606	-40	32	I	
6-2	E	BLOCC	14,4	1150	7,9	-	-	1250	950	10	-	-	4,4	26	590	10	555	-19	32	C	
6-1	F	BLOCC	12,0	1200	6,6	-	-	1200	950	10	-	-	11,8	41	590	20	662	-27	40	I	
6-2	F	BLOCC	16,3	1150	7,8	-	-	1150	760	10	-	-	11,4	36	630	10	631	-9	40	C	
7-1	G	BLOCC	13,1	1180	5,9	-	-	1250	950	10	-	-	15,5	42	600	30	714	-28	36	I	
7-2	G	BLOCC	13,6	1200	7,1	-	-	1100	950	10	-	-	11,2	179	580	20	712	-7	35	C	
8-1	H	BLOCC	14,7	1200	6,4	-	-	1250	950	10	-	-	17,7	69	580	30	771	-27	33	I	
8-2	H	BLOCC	7,1	1150	5,9	-	-	1150	950	10	-	-	13,1	45	590	30	780	-1	33	C	
9-1	I	BLOCC	16,6	1250	6,7	-	-	1150	950	10	-	-	16,5	33	600	30	616	-48	36	I	
9-2	I	BLOCC	11,3	1200	6,7	-	-	1320	950	10	-	-	12	66	560	10	632	4	35	C	
10-1	J	BLOCC	12,3	1250	6,3	-	-	1250	950	10	-	-	17,4	56	620	30	651	-43	30	I	
10-2	J	BLOCC	12,3	1200	16,8	-	-	1150	950	10	-	-	19,9	39	600	30	640	0	30	C	
11-1	K	BLOCC	16,6	1250	7,7	-	-	1200	950	10	-	-	8,8	33	590	20	633	-50	50	I	
11-2	K	BLOCC	16,3	1250	-	750	120	1200	950	10	-	-	8,2	192	550	30	666	-3	50	C	
12-1	L	BLOCC	16,8	1100	6,2	-	-	1200	950	10	-	-	16,3	26	580	20	612	-46	30	I	
12-2	L	BLOCC	16,1	1250	6,9	-	-	1100	1090	10	-	-	16,5	37	640	20	616	-23	30	C	
13-1	M	BLOCC	17,3	1250	8,1	-	-	1150	950	10	-	-	16,2	71	550	30	683	-51	36	I	
13-2	M	BLOCC	6,7	1200	5,2	-	-	1250	950	10	-	-	10,1	66	550	10	690	-3	35	C	
14-1	N	BLOCC	14,1	1100	7,3	-	-	1200	-	-	-	-	19,3	56	630	20	607	-46	30	I	
14-2	N	BLOCC	10,0	1150	6,8	-	-	1250	-	-	-	-	19	41	380	20	625	-23	30	C	

* Note: Symbolet I viser oppfinneren og symbol C viser sammenligningen

Tabell 5

Prøvenummer	Sle	Stærkning		Oppvarming under emnevalsing				Rørfremstilling		Brækjelling etter rørfremstilling						Ansløping		Fæsthet	Seighet	Tykkelse av rørvegg (mm)	Note (*)
		Prosess	Avkjølingshastigh. (°C/min)	Oppvarm. temp. (°C)	Oppvarm. hastigh. (°C)	Holding i et midtre trinn		Oppvarm. temp. (°C)	Mating til en gledenovn før brækjelling		Avkjøling til romtemperatur og mating til en gledenovn før brækjelling		Temp. etter avkjøling (°C)	Temp. (°C)	Tid (°C)						
						Temp. (°C)	Tid (min)		Temp. (°C)	Tid (min)	Temp. (°C)	Tid (min)									
																Temp. (°C)	Tid (min)				
15-1	O	BLOC	16,9	1260	7,6	-	-	1160	-	-	-	-	8,2	60	590	20	746	-32	36	I	
15-2	O	BLOC	15,6	1160	19,1	260	30	1160	-	-	-	-	15,7	37	590	20	769	4	36	C	
16-1	P	BLOC	14,1	1200	6,4	-	-	1100	-	-	-	-	13,6	66	590	20	572	-49	83	I	
16-2	P	BLOC	17,6	1100	7,7	-	-	1200	-	-	-	-	17,9	168	630	20	596	3	53	C	
17-1	Q	BLOC	12,0	1200	6,2	-	-	1260	-	-	-	-	9,5	39	580	10	585	-41	40	I	
17-2	Q	BLOC	17,3	1100	-	800	60	1160	-	-	-	-	14,4	54	740	10	460	-21	40	C	
18-1	R	BLOC	14,8	1100	7,5	-	-	1260	-	-	-	-	19,9	30	630	20	538	-31	30	I	
18-2	R	BLOC	6,9	1260	5,6	-	-	1100	-	-	-	-	17,5	64	610	20	556	-11	30	C	
18-1	S	BLOC	11,8	1200	6,8	-	-	1200	-	-	-	-	16,4	68	640	10	789	-27	35	I	
19-2	S	BLOC	17,9	1390	-	750	120	1260	-	-	-	-	10,8	40	620	30	712	-4	36	C	
20-1	T	BLOC	14,3	1260	6,4	-	-	1260	-	-	-	-	9,1	53	620	20	646	-63	60	I	
20-2	T	BLOC	16,5	1260	8,5	-	-	1200	-	-	-	-	3,1	30	630	30	597	-17	50	C	
21-1	U	BLOC	13,5	1260	7,5	-	-	1260	-	-	-	-	19,9	53	640	10	711	-41	30	I	
21-2	U	BLOC	10,4	1160	20,8	-	-	1160	-	-	-	-	8,2	51	610	10	783	-11	30	C	
22-1	V	BLOC	17,0	1200	-	600	60	1200	-	-	910	30	14,3	29	610	30	878	-27	32	I	
22-2	V	BLOC	16,5	1160	-	700	60	1260	-	-	1090	30	19,3	64	570	20	882	5	32	C	
23-1	W	BLOC	16,6	1160	9,4	-	-	1200	-	-	920	20	13	58	640	30	876	-22	40	I	
23-2	W	BLOC	16,3	1260	7,6	-	-	1260	-	-	920	20	8	203	640	30	887	16	40	C	
24-1	X	BLOC	10,2	1160	6,0	-	-	1260	-	-	930	15	9,3	71	560	20	900	-27	45	I	
24-2	X	BLOC	17,8	1100	-	800	90	1100	-	-	980	15	4,8	30	620	20	845	4	45	C	
25	AA	BLOC	16,9	1280	9,8	-	-	1260	-	-	920	15	14,4	40	600	30	848	-15	35	C	
26	BB	BLOC	14,7	1230	8,6	-	-	1260	-	-	920	15	16	36	630	30	846	-8	35	C	
27	CC	BLOC	13,7	1290	7,2	-	-	1260	-	-	920	15	13,3	32	630	30	855	-16	40	C	
28	DD	BLOC	17,7	1230	8,6	-	-	1260	-	-	920	15	13,3	32	600	30	884	-14	40	C	
29	EE	BLOC	16,3	1280	7,3	-	-	1260	-	-	920	15	14,5	36	600	30	901	-9	35	C	
30	FF	BLOC	14,1	1280	9,2	-	-	1260	-	-	920	15	16,9	33	600	30	849	-6	35	C	

*Note: Symbolet I viser oppfinnelsen og symbolet C viser sammenligning

I henhold til den foreliggende oppfinnelse, ved begrensning av den kjemiske sammensetning av et sømløst stålrør og fremgangsmåten for fremstilling av dette, kan det fremstilles et sømløst stålrør, til og med et tykkvegget stålrør, for ledningsrør med utmerket seighet, samtidig som det har høy fasthet, så som flytegrense i

5 henhold til klasse X70 (flytegrense som ikke er mindre enn 482 MPa), klasse X80 (flytegrense som ikke er mindre enn 551 MPa), klasse X90 (flytegrense som ikke er mindre enn 620 MPa), klasse X100 (flytegrense som ikke er mindre enn 689 MPa) og klasse X120 (flytegrense som ikke er mindre enn 827 MPa). Det sømløse stålrør ifølge den foreliggende oppfinnelse er et stålrør som kan legges under

10 strengte forhold dypt i havet, særlig til bruk som en undersjøisk forbindelsesledning. Den foreliggende oppfinnelse gir således et stort bidrag til stabil forsyning av energi.

P A T E N T K R A V

1. Sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med høy fasthet og økt seighet, hvilket har en kjemisk sammensetning, i masse%,
 5 som består av C: 0,03 til 0,08%, Si: ikke mer enn 0,15%, Mn: 0,3 til 2,5%, Al: 0,001 til 0,10%, Cr: 0,02 til 1,0%, Ni: 0,02 til 1,0%, Mo: 0,02 til 1,2%, Ti: 0,004 til 0,010%, N: 0,002 til 0,008% og totalt 0,0002 til 0,005% av minst én valgt fra Ca, Mg og REM, og resten Fe og urenheter, eventuelt inkludert V: 0 til 0,08%, Nb: 0 til 0,05%, B: 0,0003 til 0,01% og/eller Cu: 0 til 1,0%, og at P og S blant urenheter er
 10 henholdsvis ikke mer enn 0,05% og ikke mer enn 0,005%.

2. Fremgangsmåte for fremstilling av et sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med høy fasthet og økt seighet,
 k a r a k t e r i s e r t v e d at den omfatter de følgende trinn (a) til (e):

- 15 (a) dannelse av én av I eller II ved kontinuerlig støping av smeltet stål som har den kjemiske sammensetningen i henhold til krav 1, der I er et finemne med et rundt tverrsnitt og II er et grovemne eller en slab med et firkantet tverrsnitt,
- (b) avkjøling av I eller II til romtemperatur; i tilfellet I ved ikke mindre enn 6°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C, og i
 20 tilfellet II ved ikke mindre enn 8°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C,
- (c) oppvarming av I eller II til temperaturen mellom 1100 og 1280°C ved ikke mer enn 15°C/min som en gjennomsnittlig oppvarmingshastighet mellom 550 og 900°C, deretter i tilfellet I hulling og valsing, for å danne et sømløst rør; og i
 25 tilfellet II avkjøling til romtemperatur, for å danne et finemne med et rundt tverrsnitt ved smiing og/eller valsing, og deretter oppvarming av finemnet til temperaturen mellom 1100 og 1280°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør,
- (d) i begge tilfeller I og II tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en
 30 midlere avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isothermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling,

(e) i begge tilfeller I og II anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.

3. Fremgangsmåte for fremstilling av sømløst stålrør for ledningsrør med en veggtykkelse på 25 mm eller mer, med høy fasthet og økt seighet,
5 k a r a k t e r i s e r t v e d a t den omfatter de følgende trinn (a) til (e):

(a) dannelse av én av I eller II ved kontinuerlig støping av et smeltet stål som har den kjemiske sammensetning som angitt i krav 1; der I er et finemne med et rundt tverrsnitt og II er et grovemne eller en slab med et firkantet tverrsnitt,

10 (b) avkjøling av I eller II til romtemperaturen; i tilfellet I ved ikke mindre enn 6°C/min som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C, og i tilfellet II ved ikke mindre enn 8°C/min som en midlere avkjølingshastighet mellom 1400 og 1000°C,

15 (c) isotermisk behandling av I eller II under ikke mindre enn 15 minutter ved temperaturen mellom 550 og 1000°C, og oppvarming til temperaturen mellom 1100 og 1280°C, deretter i tilfellet I hulling og valsing, for å danne et sømløst rør; i tilfellet II smiing og/eller valsing for å danne et finemne med et rundt tverrsnitt, og deretter avkjøling til romtemperaturen, etterfulgt av oppvarming av finemnet til temperaturen fra 1100 til 1280°C, deretter hulling og valsing, for å danne et sømløst rør,
20

(d) i begge tilfeller I og II, tvungen avkjøling av det sømløse røret til en temperatur som ikke er høyere enn 100°C ved ikke mindre enn 8°C/sek som en gjennomsnittlig avkjølingshastighet mellom 800 og 500°C, umiddelbart etter rørfremstilling, eller etter isotermisk behandling ved temperaturen mellom 850 og 1000°C umiddelbart i rekkefølge med rørfremstilling, eller etter oppvarming til temperaturen mellom 850 og 1000°C etter avkjøling én gang i rekkefølge med rørfremstilling,
25

(e) i begge tilfeller I og II, anløping av det sømløse røret ved temperaturen mellom 500 og 700°C.