



NORGE

[NO]

**STYRET
FOR DET INDUSTRIELLE
RETTSVERN**

[B] (11) UTLEGNINGSSKRIFT Nr. 136052

(51) Int. Cl.² C 21 D 1/26

(21) Patentsøknad nr. 3183/70

(22) Inngitt 20.08.70

(23) Løpedag 20.08.70

(41) Alment tilgjengelig fra 23.02.71

(44) Søknaden utlagt, utlegningsskrift utgitt 04.04.77

(30) Prioritet begjært 21.08.69, 20.07.70, USA, nr. 851885, 56621, 56622

(54) Oppfinnelsens benevnelse Fremgangsmåte ved varmebehandling av nikkelholdige stål.

(71)(73) Søker/Patenthaver
ARMCO STEEL CORPORATION,
703 Curtis Street,
Middletown, OH,
USA.

(72) Oppfinner
DOMINICO ANTHONY SARNO, Middletown, OH,
FRANK ESTUS HAVENS, Middletown, OH,
USA.

(74) Fullmektig A/S Oslo Patentkontor Dr. ing. K. O. Berg, Oslo.

(56) Anførte publikasjoner
Britisk patent nr. 1136287 (C 22 C 39/36)
BRD patent nr. 932969 (40b-39/36)
US patent nr. 3288657 (148-143), 3444011 (148-31)
Stormbull Stålbok 1955, side 39.

Foreliggende oppfinnelse vedrører en fremgangsmåte av den art som er angitt i krav 1's ingress.

De ved fremgangsmåten varmebehandlede stål egner seg utmerket for bruk ved lave og kryogene temperaturer. Da i praksis de kryogene temperaturer kan variere ved anvendelsen og p.g.a. senere diskusjoner, bestemmes at det med kryogene temperaturer menes temperaturer som er mindre enn ca. -100°C .

Vanligvis er jern, som brukes til konstruksjon av utstyr og deres bærende konstruksjoner, duktilt. Dvs. at når produktet er utsatt for særlig store spenninger eller andre krefter, vil det normalt flyte langsomt før endelig brudd inntreffer. Under harde påkjenninger vil imidlertid de fleste jernprodukter vise sprøhetsbrudd.

Jernmaterialenes tendens til å svikte ved sprøhetsbrudd tiltar ved synkende temperatur. Det har derfor blitt utviklet prøvemethoder for å bestemme jernmaterialenes følsomhet for sprøhetsbrudd. Ved en slik prøve for å bestemme jernmaterialets seighet anvendes en prøvestav med hakk i for slagbøyeprøving. Hensikten med denne prøven er å bestemme den energi som prøvestykket absorberer når det utsettes for definert slagbelastning. Ved å bestemme den absorberte energi hos slike standardprøvestykker ved forskjellige temperaturer, er det mulig å klassifisere materialet med hensyn til seighet. Når prøvetemperaturen nedsettes vil den absorberte energi avta p.g.a. vekslingen fra mykt til sprøtt brudd.

Temperaturen ved hvilken denne forandring skjer, er definert

som den kritiske temperatur. Det er utarbeidet spesifikasjoner som er basert på denne egenskap for jernmaterialer egnet for bruk ned til en spesifisert lav eller kryogen temperatur. Erfaringene har vist at det ved kryogene temperaturer kreves legeringsrike jernmaterialer. Nikkel, som er et relativt dyrt legeringselement, er et fremragende sådant for jernmaterialer som skal brukes under kryogene betingelser.

I et forsøk på å forbedre jernmaterialenes ydeevne ved lavere temperaturer har man undersøkt forskjellige metallurgiske faktorer. En av de kjente faktorene som innvirker på den kritiske temperatur, i alle fall med hensyn til nikkelholdig stål, er betingelsen ved varmebehandlingen av stål. Derfor har den mest kommersielle og effektive varmebehandlingen for å forbedre det nikkelholdige stålets seighet bestått av følgende behandling: austenitisering, brå avkjøling og anløpning. Imidlertid, ett av de nyere utviklingsarbeider, der formålet har vært å forbedre slagseigheten for stål som inneholder fra ca. 4,5 - 7,5% nikkel, er publisert i Nagashima et al. U.S.A., patent nr. 3.444.011, datert 13. mai 1969. Dette patent omfatter hovedsakelig varmebehandling ved austenitisering fulgt av bråkjøling eller luftkjøling og anløpning til 525 - 650°C.

Patentet indikerer at austenitt utfelles ved anløpningen. Flere variasjoner beskrives, innbefattet dobbel austenitiseringsbehandling ved forskjellige temperaturer.

Nærværende oppfinnelse representerer en ytterligere forbedring av de konvensjonelle og modifiserte behandlinger, hvorved ifølge oppfinnelsen behandlingen av nikkelholdige stål gir et materiale med økt seighet. Dette betyr at konstruksjoner fremstilt av slike behandlede legeringer kan fungere sikkert ved lavere temperaturer enn tidligere.

Ifølge oppfinnelsen er det funnet en fremgangsmåte for varmebehandling av stål, som inneholder fra 4 - 10 vekt-% nikkel, og som er i stand til ved omvandling å gi stålet en i hovedsak martenittisk krystallinsk struktur, og som derved forårsaker en forbedret seighet ved kryogene temperaturer.

Frengangsmåten er særpreget ved det som er angitt i krav 1's karakteriserende del.

Etter en foretrukket frengangsmåte ifølge oppfinnelsen oppnås en forbedret seighet hos nikkelholdige stål, som inneholder nikkel fra 4 - 10 vekt-% og der den kjemiske avveiningen er slik at det muliggjør en martensittomvandling, ved en varmebehandling som omfatter følgende trinn:

1. Austenitisering fulgt av bråkjøling,
2. Oppvarming til en temperatur mellom den kritiske A_{C1} og den kritiske A_{C3} , fulgt av bråkjøling og av minst en oppvarming i tillegg, nemlig:
 - 3a. Oppvarming til en temperatur akkurat over den kritiske A_{C1} fulgt av avkjøling til romtemperatur, og/eller
 - 3b. Oppvarming til en temperatur akkurat under den kritiske A_{C1} , fulgt av avkjøling til romtemperatur.

Stålet inneholder nikkel i mengder mellom 4 - 10%, karbon opptil ca. 0,25%, mangan opptil ca. 1,5%, alt angitt i vekt-%, og resten i hovedsak jern med små mengder av andre elementer.

Det henvises til den vedlagte tegning som skjematisk viser den foretrukne arbeidsgang ifølge oppfinnelsen for stål med høyere nikkelinnhold. For å oppnå hensikten med oppfinnelsen er de fire arbeidstrinn utført i denne rekkefølge: austenitisering, "første gløding", "andre gløding" og anløpning.

Den spesielle varmebehandlingen ifølge denne oppfinnelse representerer en avvikelse fra konvensjonell praksis, og følgelig er den alment utbredte terminologi ikke anvendbar på den her betraktede behandlingsmetoden. Det benyttes derfor de følgende betegnelser, nemlig "første gløding" og "andre gløding", i det etterfølgende betegnet henholdsvis FG og AG, for mer eksakt å kunne beskrive varmebehandlingen. Varmebehandlingene, som bruker de ovennevnte betegnelser, vises skjematisk på tegningene.

For lettere å forstå oppfinnelsen beskrives nærmere i det følgende de enkelte trinn i den foretrukne fremgangsmåten. De ovennevnte betegnelser og de mikrostrukturelle forandringer som ledsager de enkelte arbeidstrinn har bare gyldighet for nikkelholdige stål som er undersøkt i denne oppfinnelsen. De ovennevnte ståls kjemiske egenskaper vil forklares nærmere i det følgende:

- A. Austenitisering - Dette er en konvensjonell behandling som innebærer oppvarming av stålet til en temperatur over den kritiske A_{C3} fulgt av en avkjøling som skjer med en hastighet som er tilstrekkelig for å gi en martensittisk struktur.
- B. FG er definert som gjenoppvarming av strukturen, som er blitt austenitisert og omvandlet til martensitt, til en temperatur mellom den lavere kritiske A_{C1} og den øvre kritiske A_{C3} temperatur, fulgt av en avkjøling som utføres med en hastighet slik at i hovedsak all austenitt som dannes ved oppvarmingen omvandles til martensitt.
- C. AG er definert som gjenoppvarming av strukturen, som er dannet ved FG til en temperatur like over den lavere kritiske A_{C1} og avkjøling til romtemperatur.
- D. Anløpning er en konvensjonell behandling som innebærer oppvarming av stålet til en temperatur like under den lavere kritiske A_{C1} og avkjøling til romtemperatur.

Da det synes som de oven beskrevne trinn 2 og 3a, hvilke er foretrukket for stål med høyere nikkelinnhold, er i hovedsak identiske, p.g.a. at de betraktede oppvarminger av det martensittholdige stålet foretaes til en temperatur mellom de ovennevnte kritiske temperaturene, bør det legges merke til at det foreligger flere forskjeller, disse er oppført nedenfor:

1. Martensittens morfologi for hver behandling er forskjellig.
2. De respektive temperaturer overensstemmer ikke.

3. AG danner en større mengde av stabil austenitt.

4. FG krever bråkjøling, mens AG ikke krever dette.

Oppfinnelsen, som er ment å bestå av de foregående prosesstrinn, har betydning kun for visse typer stål. Jernmaterialet må inneholde nikkel, men i så små mengder at omvandling til martensitt kan skje. Dette eliminerer mange materialer med høyt nikkelinhold. Den her forklarte foretrukne fremgangsmåte gir de beste resultater med stål som inneholder fra ca. 4,0 - 10,0 vekt-% nikkel.

Stålet må inneholde tilstrekkelig med mangan for å forhindre varm-sprøhet. Selv om dette fenomen ikke synes å være noe problem for disse legeringer, kan, hvis nødvendig, manganinnholdet økes til 1,5% for å øke gjennomherdbarheten for tykke plater. Med hensyn til andre legeringselementer kan molybden velges, og med en tilsetning på ca. 0,5% av molybden vil det resultere i en bedre herdbarhet og styrke. Til tross for valgfriheten har gode egenskaper blitt funnet i stål som er tilsatt molybden, og da med tilsetninger på minst 0,10%. Karboninnholdet bør holdes under ca. 0,10% for å gi optimale sveiseegenskaper og seighet ved lav temperatur. Imidlertid kan karboninnholdet oppgå til ca. 0,25% når man ønsker stål med spesielt gode styrkeegenskaper. Til slutt tilsettes vanligvis aluminium i en mengde tilstrekkelig for å gi materialet en fin kornstørrelse, og tilsetningen varierer fra 0,04 - 0,12%. Det bør nevnes at vanadium eller andre elementer, som bevirker en fin kornstørrelse, kan erstatte aluminium.

Oppfinnelsen skal belyses ved hjelp av de følgende eksempler.

136052

6

Eksempel 1

Et 5%ig nikkelstål med følgende sammensetning:

Nikkel	5,10 vekt-%
Karbon	0,065 vekt-%
Mangan	0,48 vekt-%
Fosfor	0,008 vekt-%
Svovel	0,008 vekt-%
Silisium	0,35 vekt-%
Kobber	0,16 vekt-%
Krom	0,14 vekt-%
Molybden	0,25 vekt-%
Nitrogen	0,015 vekt-%
Aluminium	0,081 vekt-%
Jern	ad 100 vekt-%

ble austenitisert ved 885°C 1 time og bråavkjølt i vann,
 FG ved 740°C 1 time og bråavkjølt, AG ved 650°C 1 time
 og bråavkjølt i vann, anløpt ved 595°C og bråavkjølt i vann.
 Etter behandlingen viste materialet følgende forsøksresultater:

Flytegrense	53 kg/mm ²
Strekfasthet	73 kg/mm ²
Innsnöring	75%
Forlengelse 50,8 mm	34%
Slagarbeide (full størrelse C _V)	
ved -170°C	15 kgm/cm ²
ved -196°C	10,25 kgm/cm ²

For å vurdere betydningen av disse resultatene ble de samme stålene behandlet på konvensjonell måte, så vel som modifikasjoner av denne, og undersøkt under identiske betingelser. Tabell I viser behandlingene, i den rekkefølge de er utført, og temperaturer, samt forsøksresultatene.

T a b e l l I

PRÖVE	AUSTENITISERT	FG	AG	ANLÖPT	SLAGARBEID ^x
A	885°C 1 t.-v.a.	--	--		2,5
B	885°C 1 t.-v.a.	--	--	595°C 1 t. l.a. el. v.a.	2.5-3.75
C	885°C 1 t.-v.a.	740°C 1 t.-v.a.	650°C 1 t.-l.a. el. v.a.	--	11.25-12.0
D	885°C 1 t.-v.a.	740°C 1 t.-v.a.	650°C 1 t.-l.a. el. v.a.	595°C 1 t.-l.a. el. v.a.	13.75-15.0

v.a. = vannavkjølt

l.a. = luftavkjølt

^x Absorbert energi ved V-skåret Charpy kjervslagseighetsprøving ved -170°C i kgm/cm².

Ovenstående tabell viser en forbedring når det gjelder prøvene C og D (stål behandlet ifølge oppfinnelsen) ved sammenligning med prøve B som er behandlet på konvensjonell måte.

Det bør her bemerkes at de spesielle anvendte temperaturene i de forskjellige eksemplene bare er signifikante med hensyn til de spesielle behandlede stålene. For det 5%ig nikkelstålet, som nevnt ovenfor, er de kritiske A_{C1}- og A_{C3}-temperaturene hhv. ca. 635°C og 800°C. For å gjøre det enkelt og uten å ønske å bli bundet til en presis definisjon, kan A_{C1} angis som den temperatur ved hvilken austenitt begynner å dannes ved oppvarming. A_{C3}-temperaturen betyr den temperaturen ved hvilken omvandlingen er fullstendig. En faseomvandling begynner eller ender derfor når man passerer de nevnte temperaturområder. De spesielle

temperaturene ved hvilke dette finner sted er avhengig av delvis den tidligere fase eller stålets tilstand. Sammen med mange faktorer hvis betydning ikke er helt kjent, utgjør mikrostrukturen og stålets kjemiske egenskaper viktige faktorer som har betydning for de nevnte kritiske temperaturer. Temperaturene kan med lettehet bestemmes ved oppvarming og avkjøling i cykluser som beskrevet. Generelt kan sies at de respektive kritiske temperaturene synker med økende innhold av nikkel.

Av resultatene, som er vist i tabell 1, ble følgende iakttagelser gjort etter en metallografisk undersøkelse:

1. Austenitisering og brå avkjøling ga en finkornet, martensittisk struktur med finfordelte karbider rundt krystallkornene. Martensitten var massiv og viste ingen tydelige avspenningsegenskaper. Det bråavkjølte materialet resulterte i et sprøtt, transgranulært, kløvningsbrudd etter slagbøyeprøvingen ved -170°C .
- 2a. FG omfatter reoppvarming av martensittisk struktur til en temperatur under den kritiske A_{C3} . Ved oppvarming til over den kritiske A_{C1} , omvandles en del av martensitten til austenitt og den gjenværende martensitt anløpes og omvandles til ferritt og karbider. Avkjølingen etter varmebehandlingen bør skje med en hastighet slik at i hovedsak alt av den nylig dannede austenitten omvandles i martensitt og den erholdte mikrostruktur er et lamellært mønster av vekselvis ferrittkorn og martensitt. Små mengder av gjenværende austenitt er også tilstede. Det viser seg imidlertid at sammenhengen mellom gjenværende austenittmengder og egenskaper ved kjervslagseighetsprøvingen ikke var av en slik art at austenittmengden direkte påvirket den forbedrede seigheten. Snarere har det vært foreslått at seigheten har stått i forhold til mikrostrukturen og/eller fasens sammensetning, og at austenitten, dens dannelse, dens sammensetning og dens retensjon bidrar til denne innviklede reaksjon og således hatt en slags bakgrunns-effekt.

- 2b. Martensitt fremkalt ved FG var massiv med en typisk avspennings-effekt. Martensitten var dannet ved brå avkjøling av austenitt, som var kommet fra de opprinnelige korn-grenser, og således dannet et lammellært mønster. Transmisjons-elektron-mikroskop viste at FG martensitt var meget forskjellig fra den bråavkjølte martensitten. FG martensittnålene som ble undersøkt, var ikke tynne og parallelle som i den bråavkjølte strukturen. I stedet var de bredere og blokk-lignende. Dislokasjoner i FG martensitten var klarere avtegnede enn de som befinner seg i den tette og kompakte bråavkjølte martensitten. Det ble iaktatt forekomst av en substruktur, som kunne påvirke dannelsen av nye ferrittkorn ved AG. Nærvær av denne struktur sammen med fravær av indre tvillings-dannelse bidro til en forbedret seighet for den "første glødende" martensitten.
- 2c. Elektron-diffraksjon viste at kjervslagseighetsprøving av FG martensitt ved -170°C resulterte i et mykt, transgranulært, plastisk brudd, og at bruddet ble regulert eller styrt av en sammenslutning av mikroporer.
- 2d. FG ved en temperatur under optimum resulterte i en ufullstendig omvandling i en FG mikrostruktur. FG ved en temperatur høyere enn den optimale resulterer i en struktur, som karakteriseres ved en dobbel austenitisering og brå avkjøling.
- 3a. AG øker seigheten ved lav temperatur ved å gi en høyere anløpningstemperatur for FG martensitten og en økning av mengden gjenværende austenitt. Den høye anløpningstemperaturen resulterer i at materialet får tilbake sin forlengelse p.g.a. omvandling av martensitt under FG og utskillelse av karbider. Den økte mengden av gjenværende austenitt (8 - 12%) forbedrer seigheten ved å utarme det opprinnelige materiale på slike elementer som C og N, og ved ganske enkelt å bidra til en fullstendig mikrostruktur med en økt mengde av kubisk flatesentrerte krystaller, som har en høy resistens mot kløvningsbrudd.

- 3b. AG forårsaker fine ferrittkorn hvis dannelse er påvirket av FG substrukturens porøse form. Dislokasjoner var klart avtegnede og på mange flater kunne en ensartet gruppering sees. Kjervslagseighetsprøvingen av AG mikrostruktur ved -170°C resulterte i et mykt transgranulært, plastisk brudd. Brudd-forplantingen gjennom dette grunnmateriale ble regulert av voksende og sammensluttete mikroporer like over bruddet. Partikler som var utfelt under AG tjente som anvisningssteder for plastisk deformasjon.
- 3c. AG ved en temperatur under optimum forårsaket ingen økt mengde av bibeholdt austenitt. Imidlertid, er den erholdte seighet under disse betingelser ennå tilstrekkelig for mange anvendelsesområder. AG over optimaltemperaturen minsker austenittens stabilitet og forårsaker dannelse av frisk uanløpt martensitt ved etterfølgende avkjøling. Den samme effekt fås ved økt AG tid innenfor det optimale temperaturområdet.
4. Anløpning etter AG forårsaker ingen større forandringer i mikrostrukturen og påvirker ikke innholdet av gjenværende austenitt. Det ble antatt at forbedringer med hensyn til seighet er resultatet av ytterligere avspenning av den tilstanden etter omvandlingen og forening av presipitater.

Når det gjelder 5%ig nikkeltål kan austenitiseringstemperaturen variere fra ca. 815°C til ca. 980°C . Temperaturen ved FG-trinnet skulle ligge ved den øvre to-tredjedel av området $A_{C3} - A_{C1}$, fortrinnsvis ved en temperatur som ligger nærmere enn 75° fra A_{C3} og da regnet fra et punkt under A_{C3} . Generelt sagt så øker den foretrukne FG-temperaturen innenfor $A_{C1} - A_{C3}$ -området med økende nikkelinhold fra 4,0 - 10,0 vekt-%.

Eksempel II

For å undersøke om fremgangsmåten er anvendbar for stål med høyere nikkelinhold, ble to varmebehandlinger utført for 9%ig Ni-stål, hvorav det ene var modifisert med molybdentilsetning.

Sammensetningen av de nevnte stål var følgende:

	<u>Varmebehandling A</u>	<u>Varmebehandling B</u>
Nikkel	8,95 vekt-%	9,34 vekt-%
Karbon	0,07 vekt-%	0,092 vekt-%
Mangan	0,68 vekt-%	0,23 vekt-%
Silisium	0,29 vekt-%	0,10 vekt-%
Molybden	---	0,19 vekt-%
Jern	ad 100 vekt-%	ad 100 vekt-%

Hver varmebehandling bestod av en tre-trinns varmebehandling og i følgende rekkefølge: austenitisering, FG og AG . I hvert tilfelle ble det iaktatt en markert forbedring sammenlignet med fremgangsmåtene ifølge standardmetoden og den modifiserte metoden. Dette kan sees av den følgende tabell II.

T a b e l l I I

PRÖVE	AUSTENITISERT	FG	AG	ANLÖPT	SLAGARBEID ^x
A1	800°C	--	--	580°C	6,5
A2	800°C 1 t.-v.a.	700°C 1 t.-v.a.	--		3,2
A3	800°C 1 t.-v.a.	700°C 1 t.-v.a.	--	580°C 1 t. v.a.	10,3
A4	800°C 1 t.-v.a.	700°C 1 t.-v.a.	610°C 1 t.-v.a.	--	11,2
B1	800°C 1 t.-v.a.	--	--	595°C 1 t. v.a.	10,5
B2	800°C 1 t. v.a.	700°C 1 t.-v.a.	610°C 1 t.-v.a.	--	13,5

^x Absorbert energi ved V-skåret Charpy kjervslagseighetsprøving ved -196°C i kgm/cm².

v.a. = vannavkjølt

Det vil av tabellen kunne sees at når den foreliggende fremgangsmåte ble anvendt ved behandlingen av de nevnte stål, så øker seigheten. Det betyr at strukturen vil motstå en økt slagkraft under vanskelige temperaturbetingelser eller at lavere temperaturer kan anvendes uten frykt for sprøhetsbrudd.

Det fremgår videre, det gjelder også standardbehandlingen, at den forbedrede seigheten er et resultat av tilsetning av molybden. En signifikant økning av seigheten kan oppnås med så lite molybden som 0,10%. Derfor foretrekkes et område på 0,10 - 0,50% molybden.

Av det foregående kan det trekkes visse slutninger. F.eks. er FG trinnet avhengig av avkjølingshastigheten fra den optimale AG temperaturområdet da vann-avkjøling fra FG temperaturen foretrekkes fremfor luft-avkjøling fra den samme temperatur. Forbedringen med hensyn til seighet etter FG er ikke avhengig av holdetiden ved den optimale FG temperaturen. Det er bare nødvendig at holdetiden er tilstrekkelig for å gi hele stålet den valgte temperatur.

AG temperaturen er avhengig av den tidligere FG struktur, for å oppnå optimal effekt. Temperaturområdet må være mellom den øvre kritiske A_{C3} og den lavere kritiske A_{C1} . Spesielt kan området for AG temperaturen sies å ligge i et område mellom den kritiske A_{C1} og midtpunktet mellom $A_{C3} - A_{C1}$. For optimale resultater er det foretrukne området mellom A_{C1} og en temperatur som ligger 35° over denne.

Undersøkelser har vist at AG er uavhengig av avkjølingshastigheten fra det optimale temperaturområde. For FG derimot er graden av forbedring med hensyn til seigheten avhengig av holdetiden ved den aktuelle temperatur. Seigheten minskes når holdetiden ved den aktuelle temperatur øker fra 1 - 4 timer. For å oppnå optimale egenskaper ved produksjonen er det derfor av stor betydning at oppmerksomhet vies prosess-kontrollen, men også uten slik kontroll er ikke desto mindre forbedrede materialegenskaper oppnådd med fremgangsmåten ifølge denne oppfinnelse. Men for å oppnå optimale egenskaper i stål med høyere nikkel-

innhold, bør stålene gis en konvensjonell sub-kritisk anløpning ved en temperatur mellom den kritiske A_{C1} og en temperatur som ligger 50° under denne. Dette gjøres etter FG og AG av stålet.

P a t e n t k r a v

1. Fremgangsmåte for varmebehandling av en stållegering som består av fra 4 - 10 vekt-% nikkel, opptil 0,25 vekt-% karbon, opptil 1,5 vekt-% mangan, opptil 0,50 vekt-% molybden og resten jern, hvor varmebehandlingen består av en austenitisering av legeringen ved oppvarming av denne til en temperatur som ligger over den kritiske temperatur A_{C3} , bråkjøling av den oppvarmede legering hvorved martensittstruktur dannes, gløding i det minste en gang til en temperatur som ligger mellom de kritiske temperaturene A_{C3} og A_{C1} , og etterfølgende bråkjøling, hvorved man overfører legeringen til en martensittisk struktur, eventuelt etterfulgt av en anløpning, k a r a k t e r i s e r t v e d at glødingen mellom de kritiske temperaturer A_{C1} og A_{C3} utføres i to trinn, hvor glødingen i det første trinn utføres ved en temperatur mellom den kritiske temperatur A_{C3} og 25°C over den kritiske temperatur A_{C1} , hvorefter legeringen avkjøles med en hastighet som er tilstrekkelig til å overføre hovedsakelig all austenitt til martensitt, og at legeringen deretter underkastes en ytterligere gløding ved en maksimal temperatur som er under den maksimale temperatur i det første trinn, og som ligger innenfor den lavere tredjedel av sonen mellom de kritiske temperaturer A_{C3} og A_{C1} .

2. Fremgangsmåte ifølge krav 1, k a r a k t e r i s e r t v e d at glødingen i det første trinn utføres ved en temperatur mellom 50°C under A_{C3} og 30°C over A_{C1} .

3. Fremgangsmåte ifølge krav 1 eller 2, k a r a k t e r i s e r t v e d at glødingen i det andre trinn utføres ved en temperatur mellom det kritiske punkt A_{C1} og 50°C over A_{C1} .

136052

