



(12)

BREVET DE INVENȚIE

(21) Nr. cerere: **a 2021 00721**

(22) Data de depozit: **26/11/2021**

(45) Data publicării mențiunii acordării brevetului: **28/02/2024** BOPI nr. **2/2024**

(41) Data publicării cererii:
30/05/2022 BOPI nr. **5/2022**

(73) Titular:
• **COMPANIA NAȚIONALĂ ROMARM S.A.**,
BD. TIMIȘOARA, NR. 5B, SECTOR 6,
BUCUREȘTI, B, RO

(72) Inventatori:
• **BRATU CRISTIAN MIHAI ION**, *BD. SCHITU*
MĂGUREANU, NR. 27-33, BL. DIHAM, SC. C,
ET. 2, AP. 110, SECTOR 1, BUCUREȘTI, B,
RO;
• **CÂRCEANU IRINA**, *STR. POLITEHNICII,*
NR. 1, BL. 11, SC. B, AP. 19, SECTOR 6,
BUCUREȘTI, B, RO;
• **BOTIȘ HORIA RĂZVAN**, *STR. CLOȘCA,*
NR. 3, BISTRIȚA, BN, RO;
• **SIMION IONUȚ**, *ALEEA*
PARAȘUTIȘTILOR, NR. 2, BL. 132A, SC. A,
ET. 2, AP. 9, PLOIEȘTI, PH, RO;
• **SAVASTRE ALEXANDRU**, *STR. TRAIAN*
VUIA, NR. 35, BL. N21, AP. 61, GALAȚI, GL,
RO;

• **FRĂȚILĂ CĂTĂLIN**, *STR. CAȘIN, NR. 3,*
BL. G2B, SC. B, ET. 1, AP. 24, CONSTANȚA,
CT, RO;
• **BOLOJAN ADRIAN**, *ȘOS. STRĂULEȘTI,*
NR. 60, BL. B1, SC. A, ET. 1, AP. 4,
BUCUREȘTI, B, RO;
• **ROSCA VALERICĂ**, *STR. TOMA*
TÂMPEANU, NR. 205, COMUNA GALBENU,
BR, RO;
• **SURDU GEORGE**, *STR. MONUMENTULUI,*
NR. 8, COMUNA CUMPĂNA, CT, RO

(56) Documente din stadiul tehnicii:
JPS 59126755 A; CN 103350179 A; CN
113278775 A; M. KROL, P. SNOPINSKI, A.
CZECH, "THE PHASE TRANSITIONS IN
SELECTIVE LASER-MELTED 18-Ni
(300-GRADE) MARAGING STEEL",
JOURNAL OF THERMAL ANALYSIS AND
CALORIMETRY, 142: 1011-1018, 2020

(54) **PROCEDEU DE REALIZARE A UNEI BARE**
ȘI A UNUI PROIECTIL DE 30 mm DIAMETRU
DIN OȚEL TIP MARAGING 300



RO 135747 B1

1 Inventția se referă la un procedeu de realizare a unei bare și a unui proiectil de 30 mm
2 diametru din oțel tip maraging 300, barele din oțel obținute conform procedurii fiind
3 prelucrate pentru obținerea unor proiectile perforant-trasoare calibru 30 mm, tip AP-T (Armor
4 PiercingTracer) din oțel de înaltă rezistență, durificabil prin precipitare, de tip maraging 300,
5 cu granulație extrafină.

6 Scopul procedurii îl constituie optimizarea caracteristicilor mecanice de perforare,
7 ale proiectilelor cu calibru 30 mm, ca urmare a utilizării unui oțel durificabil prin precipitare,
8 care prezintă granulație feritică extrafină, cu structură complet martensitică, în care sunt
9 evidențiate precipitate intermetalice fine, uniform distribuite.

10 Proiectilele perforant-trasoare, folosite ca muniție pentru tunurile actuale, au avut o
11 dezvoltare considerabilă în ultimii ani, deoarece prezintă un risc scăzut de accidente
12 pirotehnice, au un cost de producție scăzut și prezintă siguranță suplimentară în depozitare.
13 Utilizarea aliajelor de mare densitate, care au rol de optimizare a caracteristicilor mecanice
14 ale proiectilelor perforant trasoare, în combinație cu o creștere a vitezei proiectilului, a făcut
15 posibilă producerea de proiectile din ce în ce mai eficiente. O perioadă foarte mare de timp
16 s-au utilizat și încă se mai utilizează oțeluri speciale îmbunătățite, care provin din oțeluri de
17 scule, utilizate pentru lucrul la rece.

18 Produsele de ultimă generație dezvoltate până în acest moment cuprind următoarele
19 categorii de aliaje:

20 - aliaje pe bază de uraniu sărăcit, cu care este posibil să se obțină o densitate de
21 aproape 19 g/cm^3 și o ductilitate bună. Utilizarea unor astfel de aliaje este atractivă datorită
22 necesității de eliminare a stocurilor de uraniu sărăcit, generate de industria nucleară, dar
23 apar probleme legate de protecția mediului, prin faptul că prin folosirea acestui tip de muniție
24 se contaminează suprafețe de sol/aer/apă, care devin improprii utilizării pentru o perioadă
25 inacceptabilă de timp (timpul de înjumătățire al uraniului radioactiv este de aproximativ
26 10.000 de ani);

27 - aliaje dure sinterizate WC-Co, cu baza de carbură de wolfram care conțin circa
28 13%-15% cobalt. Acest aliaj are față de cel prezentat anterior, dezavantajul de a avea o
29 densitate de până la 14 g/cm^3 , ceea ce este insuficient pentru anumite utilizări. Mai mult,
30 nivelul său scăzut de ductilitate poate fi un handicap din punctul de vedere al străpungerii
31 țintelor multistrat;

32 - aliaje grele pe bază de wolfram, produse prin tehnici specifice metalurgiei pulberilor.
33 Wolframul utilizat la prepararea unor astfel de aliaje conține impurități, ceea ce conduce la
34 o ductilitate redusă, iar prelucrarea aliajului este delicată, acești factori constituind un
35 impediment major pentru utilizarea acestuia. Alte aliaje de wolfram combinate cu nichel,
36 cupru și/sau fier, permit realizarea aliajelor grele de tip W-Ni-Cu/W-Ni-Fe, care prezintă
37 proprietăți relativ bine controlate funcție de destinația/utilizările acestor aliaje. De exemplu,
38 aliajele W-Ni-Cu, care au o densitate cuprinsă între aproximativ $17,5-18,5 \text{ g/cm}^3$, au o
39 ductilitate medie, care este o caracteristică atractivă din punctul de vedere al fragmentării
40 proiectilului, în cazul aliajelor W-Ni-Fe, a căror densitate poate fi ajustată și între $17,3-18,9$
41 g/cm^3 prin variația conținutului de wolfram (93% până la 97%, procente greutate); ductilitatea
42 acestor aliaje poate fi modificată ca o funcție a raportului Fe/Ni.

43 Trebuie remarcat faptul că un astfel de proces suferă următoarele dezavantaje
44 majore: pe de o parte, operațiunile de prelucrare a semifabricatului după sinterizare au ca
45 rezultat o pierdere substanțială de material (care au valori ridicate de achiziție, acestea
46 făcând parte din categoria materialelor strategice), care are un efect negativ asupra prețului
47 de cost al proiectilelor, fără a menționa și costurile cu forța de muncă pe care le implică.

RO 135747 B1

Proiectilele sunt supuse unor forțe diferite care acționează asupra lor în timpul tragerilor (ceea ce determină o distribuție neuniformă și o neomogenitate a materialului), care includ:	1 3
(I) solicitări mecanice la șoc atunci când proiectilele sunt lansate cu o viteză mare din țeava tunului;	5
(II) solicitări elastice foarte mari în timpul fazei de accelerație în țeava tunului;	
(III) diverse solicitări la impact cu ținta multistrat, care conduce la apariția fenomenelor de compresie, și implicit la creșterea temperaturii.	7
Mai mult, este de dorit ca în faza finală de perforare a unei ținte (după ce a străpuns ținta), proiectilele să se fragmenteze, să creeze schije cât mai multe, pentru a-și crește capacitatea de distrugere. Pentru testarea și fabricația acestui tip de muniție, s-a utilizat în mod frecvent un oțel cu conținut ridicat de carbon (conform AISI 4340) care a permis obținerea unei durități semnificative și a împiedicat fragmentarea proiectilului la contactul cu ținta. Efectul distructiv a fost observat la încărcarea proiectilelor perforant-trasoare calibru 30 mm, tip AP-T la fel ca în cazul proiectilele convenționale - provocând daune majore datorită efectului de tip "spalling" (rupere, fragmentare blindaj).	9 11 13 15
În timpul celui de-al doilea război mondial pe câmpul tactic de luptă au apărut tancuri și alte vehicule blindate din ce în ce mai bine protejate și, prin urmare, a fost necesar să se construiască arme capabile să rupă armuri mai puternice. Pentru creșterea energiei cinetice a proiectilului perforant prin creșterea vitezei de tragere, cea mai simplă soluție aplicată a constat în creșterea cantității de pulbere explozivă. O astfel de soluție s-a dovedit a fi nepotrivită și costisitoare, întrucât o cantitate mai mare de combustibil incendiar ar conduce la construirea unui tub cartuș capabil să depoziteze o masă mai mare de pulbere, ceea ce implică construcția de tunuri mai voluminoase și cu o cadență mai mică de tragere. Ideea de a crește viteza proiectilului perforant prin reducerea calibrului proiectilului și micșorarea masei proiectilului, a permis fabricația unui nou tip de muniție de tip APCR (Armor Piercing Composite Rigid). Acest tip de proiectil a fost realizat dintr-un aliaj dur sinterizat pe bază de WC-Co și a fost sertizat într-un tub cartuș, cu densitate mică, de tipul aliajelor de aluminiu. Lovitura constituită pentru acest tip de muniție a crescut semnificativ viteza proiectilului, deoarece proiectilul a fost propulsat de aceeași cantitate de combustibil ca și muniția convențională și a reușit să spargă blindaje considerabil mai puternice. Dezavantajul major s-a datorat absenței componentelor explozive, care, combinate cu o greutate mai mică, au însemnat mai puține daune cauzate în interiorul țintei. O masă mai mică a proiectilului înseamnă, de asemenea, o scădere mai rapidă a vitezei și, astfel, pierderea energiei cinetice, ceea ce a însemnat o rază de acțiune mai mică și o capacitate mai mică de penetrare pe distanțe mari.	17 19 21 23 25 27 29 31 33 35
În plus, proiectilele AP_CR au o probabilitate mai mare de ricoșeu din blindaj, în special în cazul armurii înclinate (sub anumite unghiuri de incidență).	37
Este de subliniat că ultimele realizări în domeniul fabricației de proiectile perforante au avut la bază următoarele cerințe:	39
- mărirea energiei de impact prin creșterea densității materialului, de la circa 8 g/cm ³ la 14-18 g/cm ³ ;	41
- creșterea durității proiectilului, fabricat din pulberi metalice sinterizate, (HRA 92>68HRC), rezistența la încovoiere, TRS 2800MPa - încercare conform ASTM C393; cu următorul inconvenient: ductilitate extrem de scăzută.	43 45

RO 135747 B1

1 Prin urmare, continuă să existe o necesitate majoră pentru un proces nou de fabrica-
3 ție a proiectilelor perforant-trasoare, tip AP-T, care permit remedierea/eliminarea deza-
vantajelor menționate mai sus. Solicitățile complexe la impact, impun utilizarea unui material
5 accesibil, ieftin, performant și definirea unei noi tehnologii, care să confere proiectilului
perforant următoarele caracteristici mecanice de bază:

- 7 - limita elastică ridicată, peste 1900 Mpa (N/mm²);
- 7 - tenacitate ridicată (reziliență ridicată, KCV [J] > 50 J);
- 9 - rezistență la rupere cu fisura pre-existentă, în stare plană de tensiuni și deformații,
 $K_{Ic}[\text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}] > 50 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$;
- 11 - tendința de ecruisare/întărire mică la viteze mari de deformare;
- 11 - coeficient de ecruisare $n < 0,03$.

13 Prin documentul **JPS 59126755 A/1984**, este cunoscut un procedeu de realizare a
unui corp rotativ de mare viteză având bună rezistență în direcția circumferențială și o bună
15 ductilitate, format din oțel maraging conținând - în procente de greutate, 16-19% Ni, 12÷15%
Co, 4,7-5,5% Mo, 1,6-2,0% Ti, 0,01-0,2% Al, maxim 0,03% C+N, maxim 0,2% Si, maxim
17 0,2% Mn, maxim 0,01% P, maxim 0,01% S iar restul - Fe și inevitabile impurități, care după
producerea aliajului prin topire în vid prin curenți de înaltă frecvență, lingoul rezultat este
19 recopt pentru omogenizare la 1200°C și supus forjării, laminării sau trefilării la cald, etc., prin
care se formează un semifabricat cilindric sau plat, care este supus unui prim tratament
21 termic de înmuiere cu punere în soluție, de exemplu la 950°C cu menținere 2 ore, deformat
sever cu rată de minim 25% și apoi supus unui nou tratament termic de punere în soluție la
23 830°-890°C cu menținere 1-2 ore, semifabricatul rezultat fiind prelucrat cu un raport de
reducere totală de 55-75% și supus unui tratament de îmbătrânire prin încălzire la 500°-
540°C, menținere 1-10 ore și răcire, prin care rezultă un corp din oțel maraging de mare
25 rezistență, > 285 kg/mm².

27 De asemenea, documentul **CN 103350179 A/2013** prezintă o metodă de formare prin
forjare a unui arbore de turbină de joasă presiune din oțel maraging C250, care cuprinde
29 etapele de prelucrare, încălzire la o temperatură de 990°C-1.040°C, pre-forjare, reîncălzire
la temperatura de formare și forjare urmată de tratament termic de punere în soluție prin
31 încălzire la 825°C și răcire cu aer și apoi tratament termic de îmbătrânire prin încălzire la
485°C și răcire cu aer, iar documentul: **CN 113278775 A/20.08.2021** prezintă o metodă de
33 tratament termic a oțelului maraging 18Ni(350) întărit prin nanoprecipitare, care include
tratament termic de punere în soluție, cu menținere 0,5-1,5 ore la 850°C și răcire cu apă la
35 temperatura camerei, repetat de 3-5 ori, tratament termic cu transformare ciclică de fază și
tratament termic de îmbătrânire cu încălzire la 510°C ± 10°C cu o viteză de 4-6°C/min,
37 menținere 4 ore și răcire în aer, ciclul fiind repetat de mai multe ori, astfel încât elementele
de aliere să fie complet dizolvate în matricea de fier.

39 Mai este cunoscută și lucrarea: **Mariusz Krol, Przemyslaw Snopinski, Adam Czech, "The phase transitions in selective laser-melted 18-Ni (300-grade) maraging steel", Journal of Thermal Analysis and Calorimetry (2020) 142: 1011-1018**, care
41 dezvăluie faptul că oțelul maraging din gama M200, M250, M300, M350 este durificat prin
tratament termic de încălzire în domeniul austenitic cu menținere și răcire urmat de tratament
43 termic de îmbătrânire cu precipitare de compuși chimici (Ni3Mo, Ni3Ti, etc.) prin încălzire la
450°-510°C.

45 Problema tehnică pe care o rezolvă invenția propusă constă în stabilirea unor faze
specifice unui procedeu de obținere a unui semifabricat cilindric din oțel tip maraging 300 și
47 a unui proiectil de muniție militară cu caracteristici mecanice adecvate, în mod cât mai
economic.

RO 135747 B1

Procedeul conform invenției, de realizare a unei bare și a unui proiectil de 30 mm diametru din oțel tip maraging 300, rezolvă această problemă tehnică prin aceea că cuprinde două faze preliminare, de elaborare prin topire a oțelului maraging 300 și de deformare plastică la cald de forjare sau laminare a lingoului obținut pentru producerea unui semifabricat cilindric, urmate de tratament termic de înmuiere și punere în soluție cu încălzire la peste 800°C, menținere și răcire cu apă și deformare plastică severă (SPD) urmată de un nou tratament termic de punere în soluție prin încălzire la peste 800°C, menținere și răcire și de prelucrare cu deformare la rece și tratament termic final de îmbătrânire cu precipitare realizat prin încălzire la temperatură specifică, menținere și răcire în aer, pentru obținerea unei structuri omogene de martensită cu granulație extrafină de 1-2 μm cu dispersie uniformă de precipitate intermetalice nanometrice de tip Ni ₃ Mo, Ni ₃ Ti, Ni ₃ Al, Fe ₂ Mo, în produsul final care este apoi controlat dimensional și pentru duritatea pe secțiuni și mărimea de grăunte, cu particularitățile noi constând în aceea că:	1
- pentru obținerea unui semifabricat tip electrod rotund φ 50 mm, laminarea la cald sau forjarea lingoului din aliaj M300 se realizează cu temperatura de final de deformare: T = 800°C și răcire în apă;	15
- primul tratament termic de înmuiere și punere în soluție este realizat cu o temperatură de încălzire de 830°C, cu menținere 40 min și răcire cu apă;	17
- deformarea plastică severă după primul tratament termic de înmuiere este realizată cu reducerea secțiunii de la φ 50 mm la φ 32 mm, cu o reducere pe secțiune ξ = 60%, prin forjare radială la rece, cu schimbarea sensului de deformare, în scopul apariției și dezvoltării efectului Bausinger, în două etape:	19
- etapa I-a de deformare la rece: de la φ 50 mm la φ 42 mm și apoi la φ 38 mm, cu reducerea secțiunii de 42%, cu schimbarea sensului de deformare, continuată cu:	21
- etapa a II-a de deformare la rece: de la φ 38 mm la φ 34 mm și apoi la φ 32 mm, cu reducerea a secțiunii de 30%;	23
- al doilea tratament termic de punere în soluție este realizat cu o temperatură de încălzire de 820° Celsius, cu menținere 15 min. și răcire în apă;	25
- prelucrarea și deformarea la rece finală este realizată prin debitare de precizie la greutatea proiectilului cu calibru 30 mm cu toleranțe pozitive și formarea finală la rece a proiectilului prin forjare rotativă (swaging machine), cu scule profilate;	27
- după degresarea produsului prelucrat, tratamentul termic final, de dublă precipitare, este realizat cu o temperatură de încălzire de 450°C, cu menținere 4 ore și răcire în aer.	29
Procedeul conform invenției prezintă următoarele avantaje:	31
- permite obținerea unui semifabricat cilindric din oțel tip maraging 300 și a unui proiectil de muniție militară cu caracteristici mecanice adecvate, în mod economic;	33
- simplitatea operațiilor tehnologice: prelucrări prin așchiere și tratamente termice simple ce nu necesită atmosferă de protecție.	35
Invenția este prezentată pe larg în continuare în legătură și cu fig. 1...4 care reprezintă:	37
- fig. 1, prezentare schematică a expansiunii sferice a cavității funcție de presiune;	39
- fig. 2, schema simplificată a principalelor etape tehnologice;	41
- fig. 3, aplicarea deformării plastice severe prin exploatarea efectului Bauschinger;	43
- fig. 4, geometria finală a penetratorului rezultat.	45
În fig. 1 se observă că cu cât limita elastică este mai mare și apropiată de limita de rupere cu atât expansiunea cavității (și implicit ruperea) se produce cu viteză mai mică.	

RO 135747 B1

1 Conform procedurii conform invenției, oțelul utilizat este un oțel tip Maraging 300,
durificabil prin precipitare. Semifabricatul destinat fabricației corpului penetratorului utilizat
3 la construcția proiectilului AP-T calibru 30 mm este constituit din bară laminată din oțel
Maraging, conform ASTM A 579, având Φ 50 mm, în stare recoaptă și cojită. Elaborarea
5 oțelului s-a realizat prin dublă vidare, pe un cuptor cu inducție în vid și retopire cu electrod
consumabil în vid (CIA+RAV).

7 Compoziția chimică a oțelului Maraging 300, exprimată în procente, este prezentată
în 2 (două) variante corespunzătoare șarjelor de material:

Varianta 1:	Varianta 2:
C: 0,025%; Mn: 0,08%;	C: 0,028%;
Ni: 18,6%; P: 0,008%;	Ni: 17,9%;
Co: 8,8%; S: 0,0028%;	Co: 8,6%;
Mo: 5,1%; Zr: 0,02%;	Mo: 4,8%;
Ti: 0,72%;	Ti: 0,96%;
Al: 0,12%;	Al: 0,14%;
Si: 0,06%;	Si: 0,08%;

17
19 Notă: După tratamentul termic final de dublă precipitare la 450°C/4h/aer duritatea
înregistrează valori în intervalul (52-54) HRC.

21 Bara laminată /forjată și cojită a fost supusă unui tratament termic de „punere în
soluție”. În starea de pusă în soluție, duritatea a înregistrat valori cuprinse în intervalul
(30-32) HRC. Bara tratată termic a fost supusă deformării plastice severe la rece (SPD), de
23 exemplu prin forjare rotativă (fig. 3), cu un grad total de deformare de peste 60% (de la Φ 50
mm \rightarrow Φ 42 mm \rightarrow Φ 38 mm (etapa I - 42%) \rightarrow Φ 34 mm \rightarrow Φ 32 mm (etapa a II-a-30%) și cu
25 schimbarea sensului de deformare de la Φ 38 mm. Schimbarea sensului de deformare la
rece a fost utilă și necesară din două puncte de vedere:

27 - posibilitatea tehnologică de realizare a gradului de deformare de 60%, exprimat prin
formula $E\% = [S_{\text{initial}} - S_{\text{final}}] / S_{\text{initial}} \times 100$, unde S_{initial} - secțiunea inițială a barei,

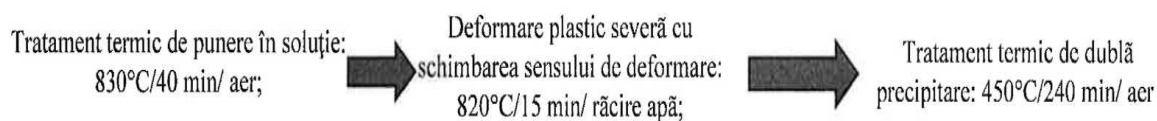
29 S_{final} - secțiunea finală, prin exploatarea efectului Bauschinger;

31 - finisarea puternică a granulației prin mărirea vitezei de germinare în dauna vitezei
de creștere a noilor germeni de recristalizare.

33 Schimbarea sensului de deformare la Φ 38 mm a condus la micșorarea puternică a
densității în dislocații, creându-se astfel condițiile pentru deformare severă fără tratament
termic de înmuiere până la un grad de 60% (Φ 32 mm).

35 După deformarea plastică severă cu sensuri diferite de deformare prin forjare radială
la rece a fost realizat tratamentul termic de punere în soluție, efectuat la 820° Celsius/15 min
37 cu răcire în apă.

39 Pe barele din oțel Maraging 300 realizate în cele 2 variante compoziționale, tratate
termic, deformate plastic, supuse ulterior tratamentului termic de punere în soluție, urmat de
dublă precipitare, au fost determinate mărirea de grăunte, duritatea HRC și limita elastică.



RO 135747 B1

De notat că după primul tratament de precipitare la 450°C /240 min/răcire în aer, austenita reziduală și martensita se transformă în martensită de revenire și martensită precipitată, iar după al doilea tratament de precipitare, martensita de revenire și martensita precipitată se transformă în martensită omogenă precipitată. Procesul este prezentat în schema de mai jos:

Pentru cele două variante compoziționale care fac obiectul acestui studiu s-au obținut următoarele caracteristici:

VARIANTA 1			
Granulație (μm)	10,7 ± 0,8	2,9 ± 0,1	-
Duritate HRC	31 HRC	32 HRC	52 HRC
Limita elastică R _{p0,2} [MPa]	-	-	-
VARIANTA 2			
Granulație (μm)	8,2 ± 0,3	2,2 ± 0,1	-
Duritate HRC	32 HRC	32 HRC	53 HRC
Limita elastică R _{p0,2} [MPa]	-	-	1970 MPa

Bibliografie

1. Yo-Han YOO, Jong-Bong KIM & Chang- Whan LEE - Effects of the Projectile Geometries on Normal and Oblique Penetration Using the Finite Cavity Pressure Method, Applied Science 2019,9,3939;
2. Mr. Andrew Roberts. Optimisation of small arms defeat via dynamic jacket removal, Cranfield University 2016;
3. Jean-Claude Nicolas, Raymond Saulnier. Procces for direct shaping and optimization of mechanical characteristic of penetrating projectiles of high-gense tungsten alloys. Patent Number: 5.069.869, Dec. 3, 1991;
4. Florian Böhmermann¹, Henning Hasselbruch, Marius Herrmann, Oltmann Riemerl, Andreas Mehner, Hans-Werner Zoch², and Bernd Kuhfuss, Dry Rotary Swaging - Approaches for Lubricant Free Process Design, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology Vol. 2, No. 4;
5. K. Watanabe, K. Natori, T. Tanaka & Y. Imaida - Study on the Bauschinger effect with increasing of tensile strength in dual phase steel sheets, WIT Transactions on The Built Environment, Vol 112.
6. Andrea Bachmaier, Thierry Grosdidier & Yulia Ivanisenko - Severe Plastic Deformation and Thermomechanical Processing: Nanostructuring and Properties, Metals 2020,10,1306.

RO 135747 B1

1

Revendicare

3

Procedeu de realizare a unei bare și a unui proiectil de 30 mm diametru din oțel tip maraging 300, care cuprinde două faze preliminare, de elaborare prin topire a oțelului maraging 300 și de deformare plastică la cald de forjare sau laminare a lingoului obținut pentru producerea unui semifabricat cilindric, urmate de tratament termic de înmuiere și punere în soluție cu încălzire la peste 800°C, menținere și răcire cu apă și deformare plastică severă (SPD) urmată de un nou tratament termic de punere în soluție prin încălzire la peste 800°C, menținere și răcire și de prelucrare cu deformare la rece și tratament termic final de îmbătrânire cu precipitare realizat prin încălzire la temperatură specifică, menținere și răcire în aer, pentru obținerea unei structuri omogene de martensită cu granulație extrafină de 1-2 μm cu dispersie uniformă de precipitate intermetalice nanometrice de tip Ni₃Mo, Ni₃Ti, Ni₃Al, Fe₂Mo, în produsul final care este apoi controlat dimensional și pentru duritatea pe secțiune și mărimea de grăunte, **caracterizat prin aceea că,**

15

- pentru obținerea unui semifabricat tip electrod rotund φ 50 mm, laminarea la cald sau forjarea lingoului din aliaj M300 se realizează cu temperatura de final de deformare: T = 800°C și răcire în apă;

17

- primul tratament termic de înmuiere și punere în soluție este realizat cu o temperatură de încălzire de 830°C, cu menținere 40 min și răcire cu apă;

19

- deformarea plastică severă după primul tratament termic de înmuiere este realizată cu reducerea secțiunii de la φ 50 mm la φ 32 mm, cu o reducere pe secțiune ξ = 60%, prin forjare radială la rece, cu schimbarea sensului de deformare, în scopul apariției și dezvoltării efectului Bausinger, în două etape:

21

- etapa I-a de deformare la rece: de la φ 50 mm la φ 42 mm și apoi la φ 38 mm, cu reducerea secțiunii de 42%, cu schimbarea sensului de deformare, continuată cu:

25

- etapa a II-a de deformare la rece: de la φ 38 mm la φ 34 mm și apoi la φ 32 mm, cu reducere a secțiunii de 30%;

27

- al doilea tratament termic de punere în soluție este realizat cu o temperatură de încălzire de 820° Celsius, cu menținere 15 min și răcire în apă;

29

- prelucrarea și deformarea la rece finală este realizată prin debitare de precizie la greutatea proiectilului cu calibru 30 mm cu toleranțe pozitive și formarea finală la rece a proiectilului prin forjare rotativă (swaging machine), cu scule profilate;

31

33

- după degresarea produsului prelucrat, tratamentul termic final, de dublă precipitare, este realizat cu o temperatură de încălzire de 450°C, cu menținere 4 ore și răcire în aer.

(51) Int.Cl.

C22C 38/08 (2006.01);

C21D 8/00 (2006.01);

F42B 8/02 (2006.01)

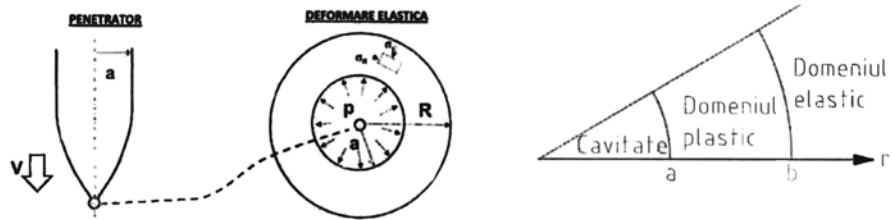


Fig. 1

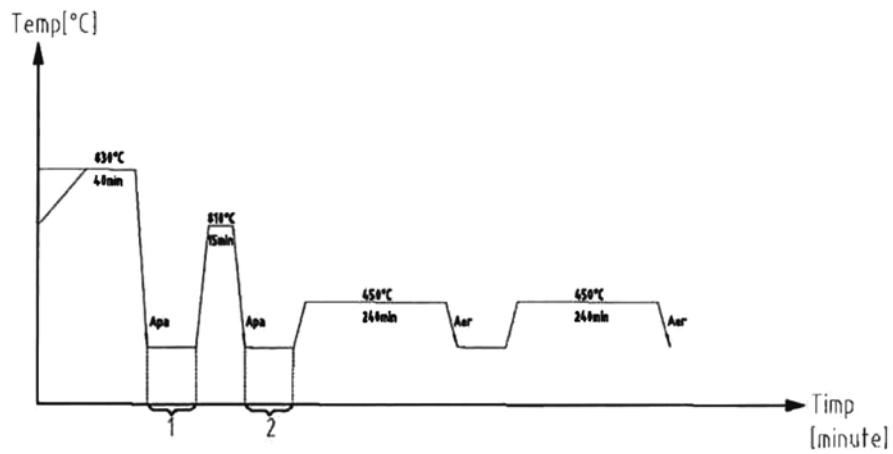
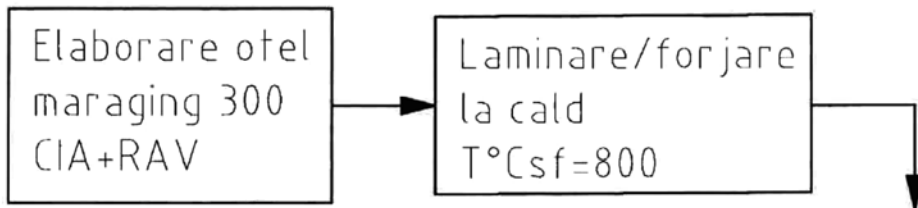


Fig. 2

(51) Int.Cl.

C22C 38/08 (2006.01);

C21D 8/00 (2006.01);

F42B 8/02 (2006.01)

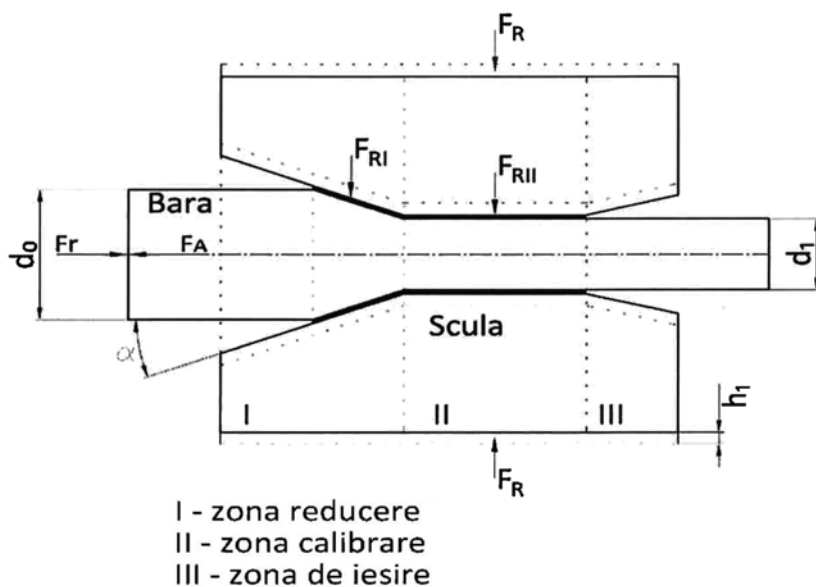


Fig. 3

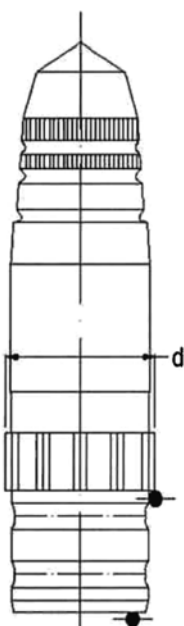


Fig. 4



Editare și tehnoredactare computerizată - OSIM
 Tipărit la Oficiul de Stat pentru Invenții și Mărci
 sub comanda nr. 57/2024