

RZECZPOSPOLITA  
POLSKA



Urząd Patentowy  
Rzeczypospolitej Polskiej

(12) **OPIS PATENTOWY**

(19) **PL**

(11) **239419**

(13) **B1**

(21) Numer zgłoszenia: **432599**

(22) Data zgłoszenia: **17.01.2020**

(51) Int.Cl.

**B21B 1/16 (2006.01)**

**C21D 8/06 (2006.01)**

**C22C 38/00 (2006.01)**

(54) **Sposób wytwarzania pręta stalowego o nieokrągłym przekroju poprzecznym  
oraz pręt stalowy o nieokrągłym przekroju poprzecznym**

(43) Zgłoszenie ogłoszono:

**19.07.2021 BUP 16/21**

(45) O udzieleniu patentu ogłoszono:

**29.11.2021 WUP 35/21**

(73) Uprawniony z patentu:

**CMC POLAND SPÓŁKA Z OGRANICZONĄ  
ODPOWIEDZIALNOŚCIĄ, Zawiercie, PL**

(72) Twórca(y) wynalazku:

**ZBIGNIEW KUTYŁA, Żarki Letnisko, PL**

(74) Pełnomocnik:

**rzec. pat. Małgorzata Trejgis**

**PL 239419 B1**

## Opis wynalazku

Przedmiotem wynalazku jest sposób wytwarzania pręta stalowego o nieokrągłym przekroju poprzecznym oraz pręt stalowy o nieokrągłym przekroju poprzecznym. W szczególności, wynalazek stosowany jest przy wytwarzaniu wyrobów długich w postaci prętów płaskich w procesie walcowania na gorąco kęsów lub kęsisk prostokątnych bądź kwadratowych ze stali zawierającej kontrolowane zawartości mikrododatków Nb, Ti, V i Mo. Wynalazek pozwala na wytwarzanie prętów płaskich charakteryzujących się wysokimi parametrami wytrzymałościowymi, tj. o minimalnych wartościach granicy plastyczności na poziomie 460 MPa do 700 MPa oraz pracy łamania kV (-20°C) na poziomie minimum 47 J.

Stalowe wyroby długie w postaci prętów płaskich o wysokich właściwościach mechanicznych znajdują zastosowanie przede wszystkim w procesie wytwarzania ram naczip samochodów ciężarowych, a także innych elementów konstrukcyjnych, przykładowo maszyn budowlanych lub górniczych, mostów, konstrukcji budynków i dźwigów. Z uwagi na wysoką wytrzymałość i ciągliwość, pręty stalowe zapewniają doskonałe parametry użytkowe, w tym wysoką odporność na zmęczenie mechaniczne i obciążenia udarowe, przy równoczesnym zachowaniu bardzo dobrej podatności do spawania.

Typowo, w procesach wytwarzania wyrobów płaskich w postaci blach wysokie wartości granicy plastyczności na poziomie 700 MPa i wyżej, uzyskiwane są w wyniku walcowania termomechanicznego, w którym pod wpływem oddziaływania temperatury oraz odkształcenia plastycznego kształtowana jest drobnoziarnista struktura, co prowadzi do uzyskania wysokiej wytrzymałości i ciągliwości tego wyrobu. W procesie tym w pierwszej kolejności stosowana jest wysoka temperatura nagrzewania wsadu, typowo w przedziale 1200°C–1300°C, co zapewnia całkowite rozpuszczenie mikrododatków Nb, Ti i V, pierwotnie występujących we wsadzie w postaci węglików NbC, TiC i VC. Następnie, realizowany jest kontrolowany schemat odkształceń (tzw. przepustów) w zdefiniowanym reżimie temperatury oraz dzielących je odstępów czasu wraz z zastosowaniem przyspieszonego-regulowanego chłodzenia zarówno w linii walcowniczej przed końcowymi przepustami, jak również po ostatnim przepuście (typowo z szybkością 10-40°C/sek. a dla blach cienkich nawet do 100°C/sek.), po czym następuje zwijanie w krąg oraz jego bardzo powolne chłodzenie, z szybkością około 0,4°C/min.

Oprócz opisanej powyżej, charakterystyki termomechaniczne walcowanie blach zapewnia wysoką jednorodność rozkładu odkształcenia i temperatury w paśmie, co korzystnie przekłada się na stan uzyskiwanej struktury stali oraz jej jednorodność po zakończonym procesie. Daje to możliwość łatwego wyznaczenia optymalnego dla procesu schematu odkształceń, co pozwala na kontrolowanie jego przebiegu, a zatem również – otrzymywanych w jego wyniku wysokich parametrów wytrzymałościowych.

Przykładowo bowiem, ze względu na zastosowanie wysokich temperatur nagrzewania wsadu, uprzednio rozpuszczone w austenicie węgliki NbC, TiC i VC ponownie wydzielają się w trakcie walcowania, przez co hamowany jest proces rekrytalizacji austenitu oraz rozrostu ziarna po rekrytalizacji. Wzrost dynamicznie wydzielających się wówczas, w austenicie cząstek węglików, ograniczony jest przez dużą prędkość walcowania w grupie wykańczającej i stosowanie chłodzenia wodnego, przez co cząstki te wnoszą istotny wkład w umocnienie wydzieleniowe. Wspomniane intensywne i kontrolowane chłodzenie wodne sprzyja rozdrobnieniu struktury, natomiast w wyniku obniżenia temperatury zwijania kręgów możliwe jest uzyskanie różnych, pożądaných struktur ferrytyczno-perlitycznej, ferrytyczno-bainitycznej, ferrytyczno-martenzytycznej lub też obejmującej inne kombinacje powyżej wspomnianých faz. Finalnie, wolne chłodzenie kręgu po zwinięciu korzystnie wpływa na wzrost granicy, plastyczności, związaną z umocnieniem wydzieleniowym.

W przypadku wyrobów długich w postaci prętów płaskich walcowanych w sposób konwencjonalny, wsad do walcowania, typowo w postaci kęsów lub kęsisk prostokątnych bądź kwadratowych, nagrzewany jest również do wysokiej temperatury blisko 1300°C, a następnie kształtowany w kłatkach walcowniczych w ok. 15–30 przepustach, po czym przeprowadzane jest naturalne (tj. niewymuszone) chłodzenie półwyrobu oraz docelowe cięcie na odcinki o zdefiniowanej długości. W przeciwieństwie do procesu walcowania blach, walcowanie wyrobów długich w postaci prętów płaskich cechuje się dużą niejednorodnością rozkładu odkształcenia i temperatury w przekroju pasma, w szczególności w początkowych przepustach, co silnie różnicuje stan struktury austenitu. W obszarach o większym odkształceniu i wyższej temperaturze rekrytalizacja austenitu zachodzi szybciej w porównaniu do obszarów, w których odkształcenia i temperatura w trakcie procesu były mniejsze. W efekcie, powoduje to duże zróżnicowanie struktury w przekroju pasma, co negatywnie wpływa na finalnie uzyskiwane parametry wytrzymałościowe, a zwłaszcza udarność. Ponadto, w odróżnieniu od walcowania blach, wartości odkształceń przy wytwarzaniu wyrobów długich w postaci prętów płaskich, znacznie trudniej jest regulować

na poziomie procesowym, co również przekłada się na technologiczne ograniczenia w zakresie finalnie uzyskiwanych właściwości.

Z tego względu nieustannie trwają prace nad dalszym udoskonaleniem sposobów walcowania prętów płaskich. W sposobach tych, oprócz ulepszania etapów procesowych dodatkowo odpowiednio dobiera się skład ilościowo-jakościowy stosowanych w stali dodatków stopowych wpływając tym samym na umocnienie uzyskiwanej struktury materiału jak również finalnych wartości parametrów wytrzymałościowych.

Przykładowo z dokumentu DE3434774 A1 znany jest sposób walcowania na gorąco prętów stosowanych w procesie wytwarzania elementów maszyn, które mogą być obciążane dynamicznie i/lub statycznie. W sposobie tym pręty są walcowane z temperaturą zakończenia procesu w zakresie od 800°C do 1150°C, albo też poddawane specjalnej obróbce cieplnej od temperatury, w której otrzymana struktura ferrytyczno-perlityczna nagrzana jest do temperatury między 800°C do 1000°C. W obu przypadkach pręty są następnie chłodzone za pomocą gazowego, ciekłego lub rozpylonego chłodziwa, bądź też przez chłodzenie w złożu fluidalnym z szybkością 1,5°C/sek. do 10°C/sek., co wpływa na umocnienie wydzieleniowe i/lub tworzenie drobnych ziaren i wytwarza wyłącznie mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną w materiale pręta, unikając tworzenia struktury bainitu. Chłodzenie następuje do temperatury co najmniej 50°C poniżej tej, w której przemiana w ferryt i perlit jest zakończona. W procesie wytwarzane są pręty wykonane ze stali mikroskopowej, zawierającej węgiel w przedziale 0,3 do 0,65% wag., krzem poniżej 1,2% wag., mangan w przedziale 0,3 do 0,8% wag., siarka poniżej 0,065% wag., łącznie 0 do 0,7% wag. chromu i/lub niklu i/lub miedzi i/lub molibdenu, azot w przedziale 0,005 do 0,025% wag., oraz jako elementy utwardzające wytrącanie i / lub droбноziarniste łącznie 0,05 do 0,20% wag. wanadu i / lub niobu i / lub; tytanu i / lub glinu i / lub cyrkonu, jak również bor w przedziale 0,0005 do 0,005% wag. Pozostałą część stanowi żelazo i zanieczyszczenia spowodowane topieniem, przy czym całkowita zawartość chromu i manganu nie jest większa niż 1,0% wag.

Podobnie, w dokumencie EP1700925 A1 ujawniono sposób wytwarzania walcowanych na gorąco ferrytyczno-perlitycznych prętów stalowych o wysokiej granicy plastyczności, wysokiej wytrzymałości zmęczeniowej i dobrej skrawalności jak również stop, stali, który w sianie poddanym obróbce na gorąco ma ferrytyczno-perlityczną mikrostrukturę i wielkość ziarna austenitu większą niż ASTM 10 (mniejsza niż 10 μm). Skład chemiczny stali jest następujący: węgiel w przedziale 0,15 ... 0,6% wag., krzem 1,25 ... 2,0% wag., mangan 0,5 ... 1,6% wag., siarka 0 ... 0,2% wag., chrom 0 ... 1,5% wag., molibden 0,02 ... 0,1% wag., glin 0 ... 0,11% wag., wanad 0 ... 0,2% wag., azot 0 ... 0,04% wag., niob w przedziale 0 ... 0,1% wag. oraz tytan 0 ... 0,05% wag. Zgodnie z ujawnionym wynalazkiem proces wytwarzania obejmuje wygrzewanie kęsa w temperaturze wyższej niż 800°C i poddanie obróbce plastycznej, w tym obejmującej walcowanie na gorąco, po czym następuje natychmiastowe i kontrolowane chłodzenie wyrobu w stojącym lub płynącym medium gazowym bądź też mieszaninie powietrza z wodą.

Omówione powyżej rozwiązania wskazują sposoby wytwarzania wysokowytrzymałych elementów płaskich, w tym prętów, w których w celu podwyższenia wytrzymałości parametry procesowe łączone są z doбором pierwiastków stopowych w stali. Docelowo, uzyskiwany wyrób w dalszym ciągu jednak cechuje obecność perlitu w mikrostrukturze. Poza tym, w toku dotychczasowych procesów, nadal nie udaje się zahamować zachodzącego, w wyniku walcowania rozrostu ziaren austenitu oraz kontrolować procesu rekrytalizacji, przykładowo wpływających na uzyskiwane niższe wartości granicy plastyczności.

Z tego względu, zadaniem wynalazku jest zaproponowanie udoskonalonego sposobu wytwarzania wyrobów długich w postaci prętów płaskich, w którym odpowiednio dobrane etapy procesowe oraz parametry walcowania prowadzą do całkowitego powstrzymania rekrytalizacji austenitu w końcowych przepustach grupy wstępnej. Celem wynalazku jest uzyskanie wyrobu końcowego cechującego się wysokimi parametrami wytrzymałościowymi jak również bardzo dobrej spawalności.

Zgodnie z wynalazkiem w sposobie wytwarzania pręta stalowego o nieokrągłym przekroju poprzecznym, w procesie walcowania na gorąco, wsad w postaci wlewków uzyskiwanych w procesie odlewania ciągłego nagrzewany jest w piecu grzewczym, a następnie kształtowany w procesie walcowania w kłatkach walcowniczych, po czym gotowy wyrób poddawany jest chłodzeniu. Sposób charakteryzuje się tym, że etap nagrzewania wsadu w piecu grzewczym prowadzi się do maksymalnej temperatury z przedziału 1080–1180°C. Etap kształtowania w kłatkach walcowniczych obejmuje walcowanie wstępne, które prowadzi się w grupie kłatek wstępnych oraz walcowanie wykańczające, które prowadzi się grupie kłatek wykańczających, gdzie odstęp czasowy pomiędzy ostatnim gniotem w grupie wstępnej

i pierwszym gniotem w grupie wykańczającej wynosi co najmniej 20 sekund, przy czym sumaryczny gniot względny w grupie wykańczającej, wyrażony wzorem:

$$\{[P_p - P_k] / P_p\} * 100\%$$

gdzie:

(P<sub>p</sub>) stanowi pole przekroju poprzecznego pasma po ostatniej klatce grupy klatek wstępnych, a (P<sub>k</sub>) stanowi pole przekroju poprzecznego gotowego wyrobu, ustanawia się w przedziale 60–80%.

Etap chłodzenia gotowego pręta przeprowadza się w powietrzu.

Korzystnie, gdy materiał wsadu stanowi stal niskostopowa, gdzie zawartość pierwiastków C, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo i V dobiera się tak, aby spełniony był warunek:

$$0,30\% \leq C_c \leq 0,40\%$$

gdzie:

C<sub>c</sub> jest równoważnikiem węgla o wartości wyrażonej wzorem:

$$C_c = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5}$$

Korzystnie jest, gdy zawartość pierwiastków Ti, Nb i V dobiera się tak, aby spełniony był warunek  $Ti + Nb + V \leq 0,30\%$ , przy czym maksymalna zawartość Nb w % wag. dana jest wzorem:

$$\text{Log}[\text{Nb}] * [\text{C} + 12/14\text{N}] = 2,26 - 6770/T$$

a zawartość Ti jest tak ustalana, aby zawartość tego pierwiastka w austenicie mieściła się w zakresie 0,020–0,070%.

Korzystnie, gdy zawartości pierwiastków C, Si, Mn, N, S, Mo, Cr, Ni, Cu, B i Al w stali określone, są następująco:

$$C \leq 0,10\%; \text{Si} \leq 0,20\%; 1,35\% \leq \text{Mn} \leq 1,95\%; \text{N} \leq 0,010\%; 0,005\% \leq \text{S} \leq 0,010\%; 0,02\% \leq \text{Mo} \leq 0,25\%; \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Cu} \leq 0,80\%; 0,0004\% \leq \text{B} \leq 0,0010\%; \text{Al} \geq 0,020\%.$$

Ponadto korzystnie jest, gdy pręt stalowy o przekroju nieokrągłym stanowi wyrób długi w postaci pręta płaskiego.

Pręt stalowy o nieokrągłym przekroju poprzecznym według wynalazku, wytwarzany w procesie walcowania na gorąco, charakteryzuje się tym, że mikrostruktura stali gotowego pręta zawiera drobnoziarnisty ferryt poligonalny i nieregularny ferryt bainityczny o wielkości ziarna w przedziale 4–7 μm, o udziale 75–85% oraz wyspy martenzytyczno-bainityczne o rozmiarach poniżej 10 μm, o udziale 15–25%.

Korzystnie, gdy pręt stalowy o nieokrągłym przekroju poprzecznym stanowi wyrób długi w postaci pręta płaskiego o grubości do 20 mm i szerokości do 250 mm o maksymalnej wartości minimalnej granicy plastyczności R<sub>e</sub> wynoszącej 700 MPa.

Opracowany sposób wytwarzania wykorzystuje efekt synergicznego oddziaływania kluczowych parametrów procesowych obejmujących: temperaturę nagrzewania wsadu do walcowania w piecu grzewczym, temperaturę końca walcowania regulowaną przez odstęp czasowy pomiędzy ostatnim przepustem w grupie wstępnej i pierwszym przepustem w grupie wykańczającej, wielkość redukcji przekroju pasma (gniotu względnego), szybkość odkształcenia oraz składu chemicznego stali, w tym w szczególności zawartości niobu (Nb), tytanu (Ti) i molibdenu (Mo). W sposobie według wynalazku nie stosuje się przyspieszonego – kontrolowanego chłodzenia pasma wodą lub mgłą wodnopowietrzną. Zmiany temperatury walcowanego pasma spowodowane są zjawiskami transportu ciepła do walców i do otoczenia, zaś podstawowymi parametrami wpływającymi na osiągnięcie założonej temperatury końca walcowania są: temperatura nagrzewania kęsów/kęsisk w piecu grzewczym, szybkość odkształcenia oraz odstęp czasowy między walcowaniem w grupie wstępnej i w grupie wykańczającej. W wyniku tak dobranych parametrów zaproponowanego sposobu oraz składu chemicznego stali uzyskiwane są wyroby długie w postaci prętów płaskich o minimalnej granicy plastyczności z 460–700 MPa, dla których praca łamania w próbie, udarności KV(-20°C) wynosi minimum 47J. Niewątpliwą i dodatkową zaletą wyrobów długich w postaci prętów płaskich uzyskiwanych sposobem według wynalazku jest ich dobra spawalność, co głównie wynika z ograniczeń narzuconych na zawartości następujących pierwiastków: C, Mn, Cr, Ni, Cu oraz V.

Przedmiot wynalazku uwidoczniiony został w przykładach wykonania oraz na rysunku, na którym fig. 1 przedstawia mikrostrukturę pręta płaskiego, uzyskaną zgodnie z Przykładem 1 oraz fig. 2 przedstawia mikrostrukturę pręta płaskiego, uzyskaną zgodnie z Przykładem 2.

Opracowany sposób wytwarzania w szczególności dotyczy wyrobów długich w postaci prętów płaskich o grubości do 20 mm i szerokości do 250 mm. W celu uzyskania założonego efektu walcowania, w sposobie według wynalazku stosuje się następujące zasady projektowania składu chemicznego stali (w % mas.):

Zawartość węgla w stali spełnia warunek:  $C \leq 0,10\%$ .

Zawartości Mn, Ni, Cu, Cr, Mo i V ustalana jest tak, aby spełniony był warunek:

$$0,30\% \leq C_c \leq 0,40\%$$

gdzie:

$C_c$  jest równoważnikiem węgla wyrażonym za pomocą wzoru (zgodnie z załącznikiem C normy PN-EN 101 1-2:2004:+A1 :2005 Spawanie – Wytyczne dotyczące spawania metali – Część 2: Spawanie łukowe stali ferrytycznych):

$$C_c = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \quad (\text{wzór 1})$$

Sumaryczna zawartość Cr, Ni i Cu spełnia natomiast warunek  $Cr + Ni + Cu \leq 0,80\%$ .

Zawartość molibdenu (Mo), który zwiększa hartowność stali, a tym samym powoduje, że w strukturze wyrobu długiego w postaci pręta płaskiego składnikiem wysokowytrzymałym – zamiast perlitu – jest bainit i martenzyt, ustalana jest tak, że zachowana jest zależność  $0,02\% \leq Mo \leq 0,25\%$ .

Wpływ obniżenia szybkości chłodzenia wyrobu długiego w postaci pręta płaskiego na chłodni po walcowaniu związany ze wzrostem jego grubości na temperaturę początku przemiany ferrytycznej i kinetykę przemiany bainitycznej kompensuje się zwiększając proporcjonalnie zawartość boru (B) w stali, który szczególnie efektywnie podwyższa hartowność stali w kombinacji z molibdenem (Mo), z wartości 0,0004% dla wyrobu długiego w postaci pręta płaskiego o grubości 10 mm do zawartości 0,001% dla wyrobu długiego w postaci pręta płaskiego o grubości 20 mm.

Zawartości glinu (Al), azotu (N) i siarki (S) w stali określa się w następujących przedziałach:  $0,020\% \leq Al \leq 0,040\%$ ,  $N \leq 0,010\%$  oraz  $0,005\% \leq S \leq 0,010\%$ .

Aluminium osłania bor przed tlenem, a łącznie z tytanem przed azotem. Zawartość azotu jest ograniczona, ponieważ ze wzrostem zawartości tego pierwiastka w stali, maleje zawartość Nb i Ti, która może być rozpuszczona w osnowie austenitu w temperaturze nagrzewania wsadu. Natomiast zawartość siarki jest kontrolowana tak, aby węglisosiarczek  $(Ti, Nb)_4C_2S_2$ , który występuje w stali, rozpuszczał się stopniowo podczas walcowania, wprowadzając tym samym do roztworu stałego niob i tytan, które wydzielają się podczas przemiany ferrytycznej w postaci drobnych cząstek TiC i NbC, umacniających osnowę stali. Osiąga się to ustalając zawartość siarki (S) w stali w przedziale 0,005%–0,010%. Wówczas związek ten jest stabilny w przedziale temperatur nagrzewania wlewka do walcowania, ale jest niestabilny poniżej 1050°C. W związku z tym, rozpuszcza się w trakcie walcowania pręta płaskiego, uzupełniając roztwór stały (austenit) w Ti i Nb.

W przypadku tytanu (Ti), niobu (Nb) oraz wanadu (V), suma ich procentowej zawartości w stali spełnia zależność  $Ti + Nb + V \leq 0,30\%$ , przy czym spełnione muszą zostać poniżej opisane warunki.

Wprowadzana do stali zawartość Nb jest ustalona optymalnie na takim poziomie, aby węgiel NbC – występujący we wlewku – całkowicie rozpuścił się w austenicie w temperaturze nagrzewania wsadu. Maksymalna zawartość Nb (w % wag.), która rozpuszcza się w austenicie dana jest wzorem (zgodnie z iloczynem rozpuszczalności Irvine'a):

$$\text{Log}[\text{Nb}] \cdot [C + 12/14N] = 2,26 - 4770/T, \quad (\text{wzór 2})$$

gdzie:

T – temperatura nagrzewania wsadu w °C, [Nb] – zawartość niobu w austenicie, w temperaturze nagrzewania wsadu, C – zawartość węgla w stali, N – zawartość azotu w stali niezwiązanego w postaci TiN i  $Ti_4C_2S_2$ .

Zawartość Nb, zgodnie ze wzorem 2, wprowadzana jest do stali, gdy wymagana granica plastyczności pręta płaskiego wynosi min. 700 MPa. Dla prętów o niższej granicy plastyczności, zawartość Nb w stali jest obniżana o wartość  $0,008\% \times (700 - R_c)/50$ , gdzie  $R_c$  jest wymaganą minimalną granicą plastyczności.

Zawartość Ti wprowadzana do stali jest tak ustalona, aby zawartość tego pierwiastka w austenicie [Ti] w temperaturze nagrzewania wsadu mieściła się optymalnie w zakresie 0,020%–0,070%. Zawartość tytanu w austenicie dana jest wzorem (bilans masy Zgłaszającego):

$$[\text{Ti}] = \text{Ti} - 3,43 \cdot \text{N} - 3 \cdot \text{S}, \quad (\text{wzór 3})$$

gdzie:

wartość 3,43 odnosi się do części zawartości tytanu związanego w azotku TiN, a wartość  $3 \cdot \text{S}$  odnosi się do zawartości tytanu związanego w węglkosiarczku tytanu  $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ ,

W sposobie według wynalazku w pierwszej kolejności przeprowadza się nagrzewanie w piecu grzewczym wsadu w postaci wlewków uzyskiwanych w procesie odlewania ciągłego. Nagrzewanie wsadu w piecu grzewczym realizowane jest do maksymalnej temperatury z zakresu 1080–1180°C. W trakcie nagrzewania wsadu w piecu grzewczym następuje rozpuszczanie węglków i azotków typu MX (M = Nb, Ti, V) do założonych zawartości Nb, Ti i V w postaci roztworu stałego w austenicie. Zawartość Ti jest tak dobrana, aby związany został azot w postaci TiN oraz aby w stali po nagrzewaniu występował węglkosiarczek  $(\text{Ti}, \text{Nb})_4\text{C}_2\text{S}_2$ .

Po zakończeniu nagrzewania rozpoczyna się proces walcowania, który podzielony jest na walcowanie wstępne, realizowane w grupie klatek wstępnych oraz walcowanie wykańczające, prowadzone w grupie klatek wykańczających. Konfigurację linii walcowniczej dobiera się tak, aby odstęp czasowy pomiędzy ostatnim gniotem w grupie wstępnej i pierwszym gniotem w grupie wykańczającej wynosił co najmniej 20 sekund. Zgodnie z powyższym, walcowanie w pierwszej klatce grupy klatek wykańczających rozpoczyna się dopiero po upływie wspomnianych co najmniej 20 sekund po zakończeniu walcowania wstępnego w ostatniej klatce grupy klatek wstępnych. Dodatkowo, spełniony musi być warunek, zgodnie z którym sumaryczny gniot względny w grupie wykańczającej (tj. uzyskiwany po ostatniej klatce grupy wykańczającej), wyrażony następującym wzorem:

$$\{[\text{Pp} - \text{Pk}] / \text{Pp}\} \cdot 100\% \quad (\text{wzór 4})$$

gdzie:

(Pp) stanowi pole przekroju poprzecznego pasma po ostatniej klatce grupy klatek wstępnych, a (Pk) stanowi pole przekroju poprzecznego gotowego wyrobu, zawiera się w przedziale 60–80%.

Na etapie walcowania na gorąco, kinetyka procesu wydzieleniowego węgla NbC jest spowalniana poprzez wprowadzenie do stali Mo w zakresie wagowym 0,02%–0,25%. Dzięki temu, rekrystalizacja austenitu zachodzi w pierwszych przepustach, a powstrzymana zostaje w ostatnich przepustach grupy. Całkowite zrekrystalizowanie austenitu i utworzenie się drobnego i jednorodnego ziarna następuje w trakcie odstępu czasowego pomiędzy zakończeniem walcowania wstępnego a rozpoczęciem walcowania wykańczającego.

Po zakończeniu walcowania przeprowadza się naturalne chłodzenie w powietrzu gotowego wyrobu długiego w postaci pręta płaskiego do temperatury otoczenia. Przyjmuje się, że chłodzenie to następuje z szybkością w przedziale 0,5–2,0°C/sek. w zależności od grubości pręta.

Zaprojektowany skład chemiczny stali powoduje, że różnica między temperaturą końca walcowania (w zakresie ok. 830–790°C), a temperaturą początku przemiany ferrytycznej (w zakresie ok. 790–770°C) jest niewielka. W tych warunkach, przed przemianą, w roztworze stałym (austenicie) pozostaje do ok. 0,015% Nb i do 0,04% zawartości Ti, w zależności od wprowadzonych do stali zawartości tych pierwiastków. Dzięki temu, podczas przemiany następuje wydzielanie się bardzo drobnych cząstek (Nb, Ti)C, które umacniają osnowę ferrytu. Wkład umocnienia wydzieleniowego do granicy plastyczności może być zwiększony poprzez dodatek V do stali, który tworzy węgliki (Nb, V)C i (Ti, V)C. Przemiana fazowa austenitu powoduje uzyskanie drobnego ziarna ferrytu o wielkości w przedziale 4–6 μm. Rozdrobnienie ziarna prowadzi zarówno do wzrostu wytrzymałości, jak i ciągliwości stali. Stosowana w stali zawartość Mn oraz synergiczne oddziaływanie niewielkich ilości Cr, Ni, Cu (pochodzących ze złomu), Mo w ilości 0,02–0,25% oraz boru w ilości 0,0004–0,0010% powoduje zahamowanie przemiany perlitycznej. Zamiast perlitu w strukturze stali powstają drobne wyspy martenzytu i bainitu.

Powstrzymanie rekrytalizacji austenitu w sposobie według wynalazku realizuje się poprzez wprowadzenie do stali niobu, w takiej ilości by węgiel NbC występujący we wsadzie uległ całkowitemu rozpuszczeniu w austenicie w temperaturze nagrzewania do walcowania, nie wyższej niż 1180°C. Wartość temperatury nagrzewania kęsa/kęsiska jest ustalana na takim poziomie, by w efekcie synergicznego oddziaływania rozpuszczonego niobu oraz parametrów przeróbki plastycznej, takich jak wartość redukcji przekroju pasma, szybkość odkształcenia i temperatura pasma walcowniczego, doszło do zatrzymania rekrytalizacji austenitu w ostatnich przepustach walcowania w grupie wstępnej w wyniku dynamicznego wydzielania się cząstek NbC i jego całkowitej rekrytalizacji w czasie co najmniej 20 sekund po ostatnim przepuszczeniu grupy wstępnej linii walcowniczej. Czas ten jest minimalnym czasem przerwy między walcowaniem w grupie wstępnej i grupie wykańczającej stosowanym w metodzie wg wynalazku. Liczbę klatek walcowniczych w grupie wstępnej dobiera się w ten sposób, by otrzymanie końcowego wymiaru wyrobu mogło być osiągnięte w grupie wykańczającej przy sumarycznym odkształceniu względnym z zakresu 60–80%, a temperatura końca walcowania nie wykraczała, poza zakres 790–830°C. W trakcie walcowania wstępnego, powstrzymywana jest stopniowo rekrytalizacja austenitu w wyniku intensywnego dynamicznego wydzielania się cząstek węgla NbC, a poniżej 850±15°C zostaje ona całkowicie zatrzymana. W powiązaniu z hartownością stali określoną przez jej skład chemiczny, w szczególności przez kontrolowaną zawartość molibdenu (Mo) i boru (B), oraz warunkami chłodzenia naturalnego powodującymi, że szybkość chłodzenia wyrobów długich w postaci prętów płaskich mieści się w zakresie 0,5–2,0°C/sek. w zależności od grubości pręta płaskiego, temperatura początku przemiany austenit w ferryt w pręcie płaskim mieści się w przedziale 790–770°C, zaś sekwencja i zakres temperatur dalszych przemian fazowych austenitu w bainit i martenzyt powoduje, że struktura wyrobu gotowego zawiera następujące główne składniki:

- drobnoziarnisty ferryt poligonalny i nieregularny ferryt bainityczny o wysokiej gęstości dyslokacji i wielkości ziarna w przedziale 4–7 µm, o udziale 75–85%;
- wyspy martenzytowo-bainityczne o rozmiarach poniżej 10 µm, o udziale 15–25%.

Osnowa ferrytu poligonalnego i bainitycznego zawiera też drobne wydzielania cząstek (Nb, Ti)C o wielkości poniżej 10 nm i udziale objętościowym w przedziale 0,0005–0,0015, które wydzielają się z austenitu w trakcie przemiany ferrytycznej.

Ponadto, w strukturze prętów płaskich występują duże cząstki (Ti, Nb)(N, C) o wielkości powyżej 10 nm spełniające różną rolę w procesie wytwarzania tego wyrobu. Przede wszystkim wiążą one azot (N), który niekorzystnie wpływa na właściwości mechaniczne prętów płaskich, w postaci azotku (Ti, Nb)N. Następnie, są to cząstki węgla NbC dynamicznie wydzielającego się w procesie walcowania, powstrzymujące rekrytalizację austenitu.

Efektom synergicznego oddziaływania scharakteryzowanych powyżej parametrów procesu walcowania na gorąco i procesów wydzieleniowych realizowanych w opisanym reżimie temperaturowym przez określone powyżej w sposób jakościowy i ilościowy mikrododatki oraz procesów przemian fazowych zachodzących w strukturze stali osiąga się w stosunku do procesów konwencjonalnych, dodatkowe efekty. W pierwszej kolejności struktura wyrobów długich w postaci pręta płaskiego, uzyskiwana w wyniku zastosowania sposobu według wynalazku, różni się istotnie od struktury wyrobów płaskich w postaci blach ze stali z mikrododatkami Nb, Ti i V, wytwarzanych w procesie walcowania termomechanicznego. Struktura wyrobów płaskich w postaci blach zawiera ferryt oraz najczęściej perlit jako drugi składnik. Dodatkowo, charakterystyczną cechą blach walcowanych termomechanicznie jest bardzo silna pasmowość perlitu, bainitu i martenzytu, które tworzą wydłużone pasma równoległe do kierunku walcowania blach. Wpływa to niekorzystnie na ich ciągliwość, a przede wszystkim na udatność w obniżonych temperaturach. W strukturze wyrobów długich w postaci prętów płaskich wytwarzanych zgodnie z wynalazkiem, bainit i martenzyt występują w postaci małych cząstek (wysp) rozmieszczonych jednorodnie w osnowie ferrytycznej. W wyniku tego, oprócz wysokiej wytrzymałości i ciągliwości, pręty płaskie charakteryzują się wysoką wartością pracy łamania KV(-20°C) > 47J. Istotną cechą związaną z morfologią cząstek bainitu i martenzytu w strukturze pręta płaskiego jest też jego silne umocnienie podczas odkształcenia po osiągnięciu granicy plastyczności. Dla ferrytyczno-perlitycznej struktury blach walcowanych termomechanicznie zjawisko to nie występuje, zaś ze wzrostem wytrzymałości spowodowanym rozdrobnieniem ziarna ferrytu – wartość granicy plastyczności zbliża się do wartości wytrzymałości na rozciąganie.

Poniżej, omówione zostaną przykłady uzyskiwanych zgodnie z wynalazkiem parametrów wytrzymałościowych, dla określonych wartości ilościowo-jakościowego składu stali oraz zastosowanych parametrów procesowych.

**Przykład 1**

Stal o składzie chemicznym podanym w tabeli 1 (parametry w % wag.) walcowano na pręt płaski o wymiarach szerokość 140 x grubość 10 mm zgodnie z opracowaną technologią. Temperatura nagrzewania wsadu w piecu grzewczym wynosiła 1180°C. Temperatura końca walcowania wynosiła 820°C. Wartość granicy plastyczności  $R_e$  min. = 700 MPa. Próby przemysłowe przeprowadzono zgodnie z opisem zawartym w tym dokumencie.

Tabela 1

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Mo	V	Nb	B	Ti	N
0.05	1.75	0.05	0.011	0.007	0.06	0.06	0.035	0.18	0.031	0.01	0.066	0.0004	0.13	0.0094

Właściwości mechaniczne i charakterystykę struktury pręta płaskiego po walcowaniu i chłodzeniu w chłodni podano w tabeli 2. Uzyskaną strukturę pręta z bardzo drobnymi cząstkami węgla (Nb, Ti)C przedstawiono na fig. 1.

Tabela 2

Właściwości					Struktura	
$R_{eH}$ , MPa	$R_m$ , MPa	$R_{eH}/R_m$	$A_5$ , %	KV <sub>20</sub> , J	$D_0$ , $\mu$ m	$F_m$
715	774	0.92	22.1	136.7	4.2	0.21

$F_m$  – udział martenzytu z bainitem;  $D_0$  = wielkość ziarna ferrytu

**Przykład 2**

Stal o składzie chemicznym podanym w tabeli 3 (parametry w % wag.) walcowano na pręt płaski o wymiarach szerokość 140 x grubość 10 mm zgodnie z opracowaną technologią. Temperatura nagrzewania wsadu w piecu grzewczym wynosiła 1080°C. Temperatura końca walcowania wynosiła 780°C. Wartość granicy plastyczności  $R_e$  min. = 460 MPa.

Tabela 3

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Mo	V	Nb	B	Ti	N
0.04	1.61	0.19	0.010	0.006	0.05	0.08	0.029	0.15	0.021	0.005	0.03	0.0004	0.06	0.0099

Właściwości mechaniczne i charakterystykę struktury pręta płaskiego po walcowaniu i chłodzeniu w chłodni podano w tabeli 4. Uzyskaną strukturę pręta z bardzo drobnymi cząstkami węgla (Nb, Ti)C przedstawiono na fig. 2.

Tabela 4

Właściwości					Struktura	
$R_{eH}$ , MPa	$R_m$ , MPa	$R_{eH}/R_m$	$A_5$ , %	KV <sub>20</sub> , J	$D_0$ , $\mu$ m	$F_m$
468	557	0.84	28.5	207	6.0	0.17

$F_m$  – udział martenzytu z bainitem;  $D_0$  = wielkość ziarna ferrytu.

Oczywiście, przedmiotowy wynalazek nie ogranicza się tylko do przedstawionych powyżej przykładów realizacji – możliwe są różne jego modyfikacje i rozwinięcia w ramach załączonych zastrzeżeń patentowych, bez odejścia od istoty wynalazku.

**Zastrzeżenia patentowe**

1. Sposób wytwarzania pręta stalowego o nieokrągłym przekroju poprzecznym w procesie walcowania na gorąco, w którym wsad w postaci wlewków uzyskiwanych w procesie odlewania

ciągłego nagrzewany jest w piecu grzewczym, a następnie kształtowany w procesie, walcowania w klatkach walcowniczych, po czym gotowy wyrób poddawany jest chłodzeniu, **znamienny tym**, że etap nagrzewania wsadu w piecu grzewczym prowadzi się do maksymalnej temperatury z przedziału 1080–1180°C,

etap kształtowania w klatkach walcowniczych obejmuje walcowanie wstępne, które prowadzi się w grupie klatek wstępnych, oraz walcowanie wykańczające, które prowadzi się w grupie klatek wykańczających, gdzie odstęp czasowy pomiędzy ostatnim gniosem w grupie wstępnej i pierwszym gniosem w grupie wykańczającej wynosi co najmniej 20 sekund, przy czym sumaryczny gnioś względny w grupie wykańczającej, wyrażony wzorem  $\{(P_p - P_k) / P_p\} \cdot 100\%$ , gdzie  $(P_p)$  stanowi pole przekroju poprzecznego pasma po ostatniej klatce grupy klatek wstępnych, a  $(P_k)$  stanowi pole przekroju poprzecznego gotowego wyrobu, ustanawia się w przedziale 60–80%, a etap chłodzenia gotowego pręta przeprowadza się w powietrzu.

2. Sposób według zastrz. 1, **znamienny tym**, że materiał wsadu stanowi stal niskostopowa, gdzie zawartość pierwiastków C, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo i V dobiera się tak, aby spełniony był warunek:

$$0,30\% \leq C_c \leq 0,40\%,$$

gdzie  $C_c$  jest równoważnikiem węgla o wartości wyrażonej wzorem:

$$C_e = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5}$$

3. Sposób według zastrz. 1 albo 2, **znamienny tym**, że zawartość pierwiastków Ti, Nb i V dobiera się tak, aby spełniony był warunek  $Ti + Nb + V \leq 0,30\%$ , przy czym maksymalna zawartość Nb w % wag, dana jest wzorem:

$$\text{Log}[Nb] \cdot [C + 12/14N] = 2,26 - 4770/T,$$

a zawartość Ti jest tak ustalana, aby zawartość tego pierwiastka w austenicie, mieściła się w zakresie 0,020–0,070%.

4. Sposób według zastrz. 2 albo 3, **znamienny tym**, że zawartości pierwiastków C, Si, Mn, N, S, Mo, Cr, Ni, Cu, B i Al w stali określone są następująco:

$$C \leq 0,10\%;$$

$$Si \leq 0,20\%;$$

$$1,35\% \leq Mn \leq 1,95\%;$$

$$N \leq 0,010\%;$$

$$0,005\% \leq S \leq 0,010\%;$$

$$0,02\% \leq Mo \leq 0,25\%;$$

$$Cr + Ni + Cu \leq 0,80\%;$$

$$0,0004\% \leq B \leq 0,0010\%;$$

$$Al \geq 0,020\%.$$

5. Sposób według któregokolwiek z zastrzeżeń 1–4, **znamienny tym**, że pręt stalowy o przekroju nieokrągłym stanowi wyrób długi w postaci pręta płaskiego.

6. Pręt stalowy, o nieokrągłym przekroju poprzecznym wytwarzany w procesie walcowania na gorąco, **znamienny tym**, że mikrostruktura stali gotowego pręta zawiera drobnoziarnisty ferryt poligonalny i nieregularny ferryt bainityczny o wielkości ziarna w przedziale 4–7  $\mu\text{m}$ , o udziale 75–85%, oraz wyspy martenzytyczno-bainityczne o rozmiarach poniżej 10  $\mu\text{m}$ , o udziale 15–25%.

7. Pręt według zastrz. 6, **znamienny tym**, że stanowi wyrób długi w postaci pręta płaskiego o grubości do 20 mm i szerokości do 250 mm o maksymalnej wartości minimalnej granicy plastyczności  $R_e$  wynoszącej 700 MPa.

## Rysunki

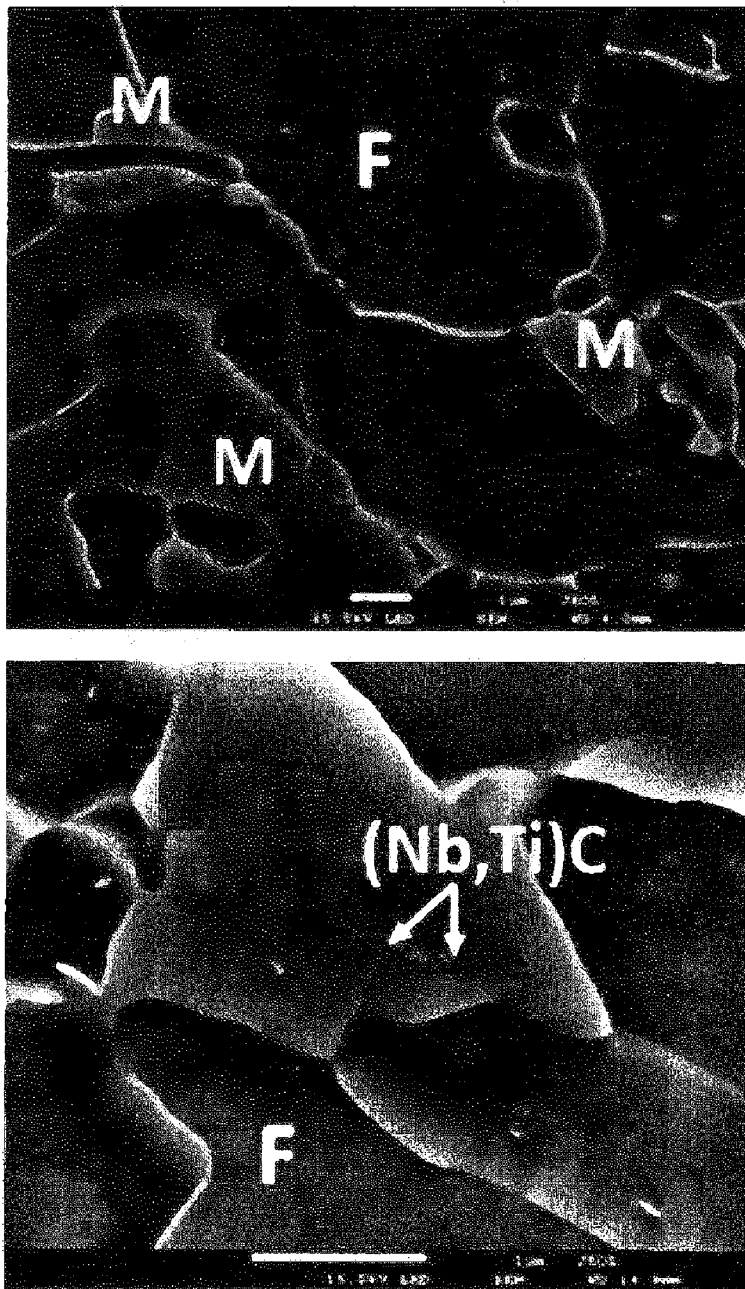


Fig. 1

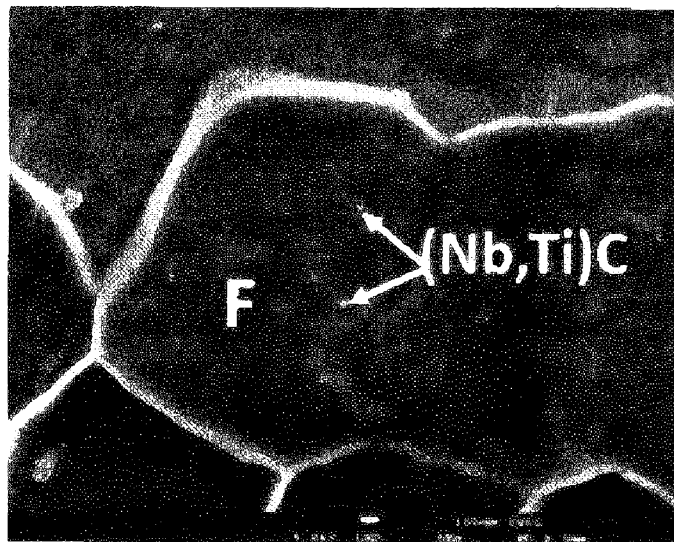
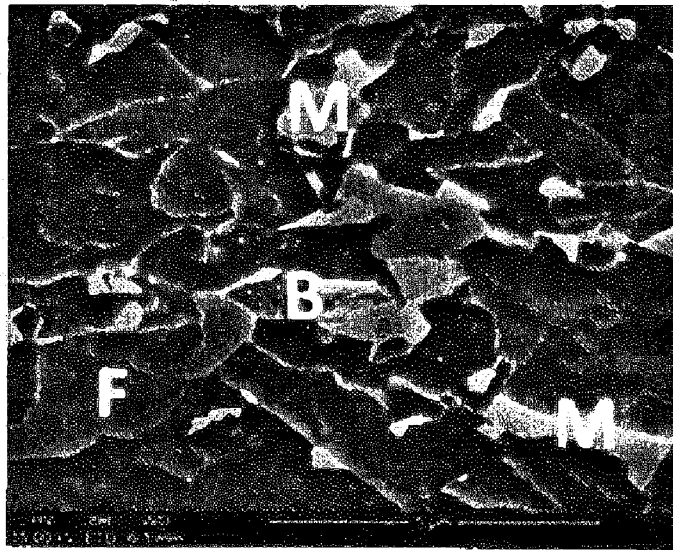


Fig. 2