

Sposób obróbki cieplnej stali

Przedmiotem wynalazku jest sposób obróbki cieplnej nisko- lub średniostopowych stopów żelaza: stali i staliwa, w wyniku której wytwarza się silnie rozdrobnioną, wielofazową mikrostrukturę zawierającą płytki lub listwy ferrytu bainitycznego, wydzielenia odpuszczonego martenzytu w postaci płytek, igieł lub listew oraz stabilny austenit resztkowy w postaci cienkich warstw lub drobnodispersyjnych ziaren. Odpowiednio sterując parametrami obróbki można wytworzyć skład fazowy i mikrostrukturę stopu, które zapewniają mu wysokie parametry wytrzymałościowe, ciągliwość, odporność na pękanie i na zużycie ściernie.

Z opisu patentowego US20060011274 A1 znana jest metoda obróbki cieplnej hartowania i partycjonowania. Po procesie pełnej austenitacji stal hartowana jest do określonej temperatury (T_Q) leżącej pomiędzy temperaturą M_s - początku przemiany martenzytowej i temperaturą M_f - końca przemiany martenzytowej umożliwiając wytworzenie zadanej ilości martenzytu. Następnie element podgrzewany jest do temperatury partycjonowania (T_P) spełniającej warunki specyficznej para-równowagi, przy której granice międzyfazowe austenit-martenzyt pozostają nieruchome. W temperaturze T_P dochodzi do dyfuzji węgla z martenzytu do austenitu i do wzrostu zawartości węgla w austenicie. W rezultacie następuje stabilizacja austenitu. Aby cały dyfundujący węgiel wzbogacał i stabilizował austenit stal powinna zawierać odpowiednią koncentrację atomów takich pierwiastków, jak krzem (Si) lub aluminium (Al) hamujących zarodkowanie węglików żelaza (cementytu). W wyniku tej obróbki uzyskuje się dwufazową mikrostrukturę martenzytowo - austenitową. Niedogodnością tego rodzaju obróbki jest brak możliwości kontroli wielkości wydzieleni (igieł, płytek lub listew) martenzytu powstających w etapie hartowania. Wydzielenia martenzytu rosną w pierwszym etapie przemiany martenzytowej przez całe ziarno, co może przekładać się na zwiększone odkształcenia hartownicze podczas procesu hartowania oraz na spadek odporności na pękanie.

Znana jest także metoda wytwarzania nanostrukturalnego bainitu bezwęglkowego (tzw. nanobainitu), przy zastosowaniu hartowania izotermicznego w ściśle określonym zakresie temperatur przemiany bainitycznej (opisy zgłoszeń patentowych: EP2410070 A1, WO 2010013054 A2, US 2011/0126946 A1). Po procesie pełnej austenitacji stal jest hartowana do temperatury leżącej powyżej temperatury M_s , w zakresie 190-300°C, i wytrzymywana w tej temperaturze aż do całkowitego zakończenia przemiany bainitycznej, a

następnie powoli chłodzona. W wyniku tej obróbki otrzymuje się strukturę nanokrystalicznego bainitu zawierającą 50%-90% ferrytu bainitycznego, reszta to austenit szczątkowy. Udział każdej z faz zależy bezpośrednio od składu chemicznego stali oraz temperatury przystanku izotermicznego. Niedogodnością tej obróbki cieplnej jest konieczność całkowitego zakończenia przemiany bainitycznej, tak aby pozostający austenit szczątkowy podczas końcowego chłodzenia nie ulegał przemianie w twarde i kruche martensy, co skutkowałoby znaczącym obniżeniem właściwości mechanicznych (odporności na pękanie). Obróbka ograniczona jest do stali o zwiększonej zawartości węgla (0.6-1.1%mas.), gdyż w takich stalach pozostały po przemianie bainitycznej austenit jest stabilny podczas chłodzenia do temperatury pokojowej, w związku z czym nie ma ryzyka wystąpienia przemiany martensy. W metodzie tej istnieją ograniczenia co do jej stosowalności względem udziału pozostałych dodatków stopowych, których zawartość powinna mieścić się w następujących zakresach [% mas.]: 1.5-2.0%Si, 0.5-1.8%Mn, do 3%Ni, 1.0-1.5%Cr, 0.2-0.5%Mo, 0.1-0.2%V. Ponadto stale te wymagają niezwykle długotrwałego procesu wyżarzania izotermicznego. W zależności od składu chemicznego stali i temperatury wyżarzania izotermicznego, proces ten może trwać od kilkunastu godzin do kilku tygodni. Tak długie procesy nie są akceptowane w produkcji przemysłowej, zwłaszcza średnio- i wielkoseryjnej, ze względów ekonomicznych. Ponadto wysoka zawartość węgla w tych stalach ogranicza ich spawalność i powoduje niską udatność, która w próbie Charpy'ego mieści się w zakresie 4-7J. Ograniczenia składu chemicznego sprawiają, że metoda ta może być stosowana do oryginalnych wytopów stali o precyzyjnie zaprojektowanym składzie chemicznym.

Z opisu zgłoszenia patentowego US 2013/0167983 A1 znany jest sposób wytwarzania struktury superbainitycznej, składającej się z austenitu szczątkowego o zawartości 10-30%obj. węglików o zawartości 5-20%obj. oraz płytek bainitu dolnego i płytek nanobainitu, przy czym wielkość tych płytek jest mniejsza niż 100 nm. Mikrostruktura taka otrzymywana jest poprzez zastosowanie precyzyjnie zaprojektowanej obróbki cieplnej z wyżarzaniem w zakresie bainitycznym, powyżej temperatury Ms i poniżej 350°C, najlepiej w zakresie 220-300°. Zawartość dodatków stopowych w składzie chemicznym stali superbainitycznych powinna mieścić się w następujących zakresach [% mas.]: 0,4-1,1% C, 0.15-1.2%Si, 0.4-2.1%Mn, do 2%Al, do 1.4%Cr, do 2.5%Ni, do 0.6%Mo, do 0.3%V, do 3%Co, maks. 0.025% P, maks. 0.025% S. Stale superbainityczne, w porównaniu do stali nanobainitycznych, wymagają krótszego czasu trwania procesu (od 8 do 16h), jednak obecność wydzielen cementytu (w zakresie 5-20%obj.) może przyczynić się do spadku odporności na kruche pękanie.

Z opisu patentowego PL 218480 B1 znany jest sposób wytwarzania nanokompozytowej stali bainityczno - austenitycznej zawierającej [w %mas.]: 0.55-0.59% C, 1.95-2.10% Mn, 1.75-1.90% Si, 1.23-1.40% Cr, 0.70-0.80% Mo, 0.09-0.12% V, 0.006-0.009%Ti, 0.015-0.025% Al, maks. 0.015% P, maks. 0.015% S, maks. 0.0050% N. Sposób wytwarzania ultrawysokowytrzymałych blach z nanokompozytowej stali bainityczno - austenitycznej jest procesem zintegrowanym ciągłym, składającym się z operacji wykonywanych bezpośrednio po sobie: nagrzewania wsadu do walcowania, walcowania na gorąco kończonego w temperaturze z przedziału 950-850°C, regulowanego chłodzenia bezpośrednio po zakończeniu walcowania do temperatury $M_s + 35^\circ\text{C}$, gdzie M_s jest temperaturą początku przemiany martenzytycznej, następującego bezpośrednio po ochłodzeniu do temperatury $M_s + 35^\circ\text{C}$ wygrzewania izotermicznego w temperaturze $M_s + 35^\circ\text{C}$ w czasie 70 godzin z następującym po tym wygrzewaniu chłodzeniem blachy w spokojnym powietrzu. Sposób wytwarzania nanokompozytowej stali bainityczno - austenitycznej ma podobne ograniczenia, jak metoda wytwarzania nanobainitu, które wynikają z długiego czasu trwania procesu (70h) i konieczności stosowania oryginalnych wytopów o precyzyjnie zaprojektowanym składzie chemicznym.

Wiadomo, że właściwości stali są ściśle związane z jej składem fazowym i mikrostrukturą. Składniki twarde, takie jak ferryt bainityczny i martenzyt umacniają stop, natomiast austenit zapewnia jego plastyczność i odporność na kruche pękanie. Warunkiem jest odpowiednia morfologia austenitu szczątkowego, która powinna zapewniać jego perkolację, co występuje w przypadku, gdy ma on postać cienkich wydłużonych warstw, a jego udział objętościowy jest większy niż 10% [H.K.D.H. Bhadeshia, *Materials Science and Engineering A* 481–482 (2008) 36–39]. Generalnie zawartość austenitu może być większa i sięgać nawet 50%. Austenit powinien mieć jednak postać wąskich warstw lub drobnodispersyjnych wydzieleni rozmieszczonych równomiernie w mikrostrukturze. Wzrost udziału stabilnego austenitu resztkowego o takiej morfologii w końcowej mikrostrukturze przyczynia się do przyrostu plastyczności stali oraz jej udarności i odporności na kruche pękanie. Natomiast wystąpienie austenitu w postaci dużych bloków może odwrotnie, przyczyniać się do spadku udarności stali [H.K.D.H. Bhadeshia „*Bainite in Steels: Theory and Practice*” Maney Publishing, 3rd Edition, 2015].

Celem wynalazku było wytworzenie w stali lub staliwie drobnoziarnistej i wielofazowej mikrostruktury, gwarantującej połączenie wysokich parametrów mechanicznych, takich jak twardość, granica plastyczności i wytrzymałość podczas rozciągania z wysoką ciągliwością, przy jednoczesnym wyeliminowaniu niedogodności obróbek cieplnych znanych z opisu stanu techniki.

Sposób obróbki cieplnej stali według wynalazku, oznaczony symbolem B-Q&P, obejmuje pięć, występujących kolejno po sobie, etapów: (A) austenityzację, (B) hartowanie z przystankiem izotermicznym w zakresie bainitycznym, (Q) niepełne hartowanie martenzytyczne, (P) partycjonowanie węgla oraz (C) schłodzenie.

Sposób obróbki cieplnej według wynalazku polega na tym, że element z materiału wyjściowego, którym jest stal lub staliwo nisko- lub średniostopowe, w których występuje przemiana bainityczna, a udział węgla i dodatków stopowych jest taki, aby stop po austenityzacji zapewniał temperaturę początku przemiany martenzytycznej M_s wyższą niż 130°C i niższą od 350°C , poddaje się następującej obróbce:

(A) nagrzewa się do temperatury austenityzacji T_A i wytrzymuje się w tej temperaturze przez określony czas t_A ;

(B) hartuje się do temperatury przystanku izotermicznego T_B leżącej w zakresie temperatur przemiany bainitycznej, pomiędzy temperaturą $M_s(\gamma) + \Delta T$ a 350°C , i wytrzymuje się w tej temperaturze przez określony czas t_B , do uzyskania udziału objętościowego wytworzonego ferrytu bainitycznego w zakresie od 10% do 80% obj., korzystnie od 20% do 75% obj.;

(Q) hartuje się do zadanej temperatury T_Q leżącej pomiędzy temperaturą początku $M_s(\gamma_{r1})$ i końca $M_f(\gamma_{r1})$ przemiany martenzytycznej austenitu γ_{r1} pozostałego po przemianie bainitycznej i wytrzymuje się w tej temperaturze przez czas t_Q , przy czym wartość temperatury T_Q jest tak dobrana, aby po tym etapie w mikrostrukturze pozostało co najmniej 10% obj. austenitu resztkowego;

(P) wyżarza się w temperaturze $T_P \geq T_Q$ i wytrzymuje w tej temperaturze przez określony czas t_P pozwalający na dyfuzję węgla i stabilizację austenitu, przy czym temperatura T_P i czas t_P są tak dobrane, aby zapewnić uzyskanie temperatury początku przemiany martenzytycznej austenitu $M_f(\gamma_{r2})$ w końcowej mikrostrukturze mniejszej niż planowana temperatura eksploatacji wyrobu stalowego: $M_f(\gamma_{r2}) < T_e$, przy zachowaniu zawartości austenitu szczątkowego w końcowej mikrostrukturze stopu powyżej 10% obj.

(C) chłodzi się.

Materiał wyjściowy powinien zawierać podwyższoną zawartość pierwiastków hamujących wydzielenie węglików, takich jak krzem (Si) i/lub aluminium (Al). Zawartość Si w stopie powinna wynosić co najmniej 0.5%mas. lub jeśli zawartość Si jest mniejsza, to łączna zawartość krzemu i aluminium powinna wynosić co najmniej 0.8%mas. W stalach, w których łączna zawartość $(\text{Si}+\text{Al}) \leq 1.0\%$ mas. mogą się pojawić wydzielenia cementytu lub innych węglików w trakcie przemiany bainitycznej lub partycjonowania pogarszając końcowe

właściwości mechaniczne stali. Ryzyko to zmniejsza się, jeśli spełnione jest kryterium $(Si+Al) > 1.0\% \text{mas.}$, natomiast jest znikome, jeśli $(Si+Al) \geq 1.5\%$. Trzeba przy tym pamiętać, że krzem hamuje silniej wydzielanie cementytu niż Al. Górna granica zawartości obu tych pierwiastków łącznie nie powinna być większa niż $3.2\% \text{mas.}$ Korzystnie stosuje się materiał wyjściowy o zawartości krzemu lub aluminium lub $(Si+Al)$ w zakresie $1.5-2.2\% \text{mas.}$

Korzystnie materiał wyjściowy powinien również zawierać dodatki pierwiastków stopowych zwiększających hartowność stali, takich jak np. Mn, Cr, Mo, Ni itp. Zawartość tych pierwiastków powinna być dobrana odpowiednio do zakładanej hartowności, będącej funkcją wielkości obrabianych cieplnie przekrojów elementów stalowych oraz zakładanych celów w obróbce cieplnej, związanych np. z potrzebą osiągnięcia określonej twardości na określonej głębokości hartowanego elementu stalowego.

Stop (stal lub staliwo) może również zawierać dodatki pierwiastków takich jak: Ti, V, Nb lub W. Pierwiastki te tworzą wysokotopliwe węgliki, na których mogą zarodkować płytki bainitu. Dyspersyjne węgliki w ziarnach austenitu przyczyniają się do zwiększenia gęstości miejsc zarodkowania i jednorodności rozmieszczenia płytek bainitu w osnowie austenitycznej, co jest korzystne dla właściwości mechanicznych stopu.

Zawartość pierwiastków zanieczyszczeń takich, jak; P, S, As, Sb, Sn, O itp. powinna być zredukowana, dla uniknięcia segregacji i kruchości międzykrystalicznej w trakcie obróbki cieplnej, przy czym kryteria zawartości najczęściej występujących zanieczyszczeń są następujące [%mas.]: P: $\leq 0.025\%$, S: $\leq 0.025\%$.

Sposób według wynalazku w zasadzie nie wymaga materiałów o nadmiernej zawartości drogich pierwiastków stopowych takich, jak Mo, V, Ni, Co, Ti, Nb lub W a ze względów ekonomicznych ich nadmierna zawartość jest niewskazana.

Korzystnie etap (B) prowadzi się z co najmniej jednym przystankiem izotermicznym, przy czym przystanek lub przystanki izotermiczne mieszczą się w zakresie $200 \leq T_B \leq 350^\circ\text{C}$. Etap (B) może być także prowadzony w temperaturze malejącej w sposób ciągły w podanym zakresie temperatur.

Korzystnie w etapie (B) temperatura T_B leży powyżej $M_s(\gamma)$ o przedział ΔT wynoszący co najmniej 10°C , przy czym wartość przedziału ΔT jest tak dobrana, aby temperatura T_B była większa niż 200°C , korzystnie większa niż 210°C i mniejsza niż 350°C , korzystnie mniejsza niż 300°C .

Korzystnie temperatura T_Q mieści się w zakresie przemiany martenzytycznej austenitu γ_{T1} pozostałego po przemianie bainitycznej pomiędzy temperaturą $M_s(\gamma_{T1})-25^\circ\text{C}$ a temperaturą $M_s(\gamma_{T1})-135^\circ\text{C}$, najkorzystniej pomiędzy $M_s(\gamma_{T1})-35^\circ\text{C}$ a temperaturą pokojową.

Korzystnie temperatura T_P mieści się w zakresie $200-450^\circ\text{C}$, korzystnie w zakresie $230 \div 350^\circ\text{C}$.

Pierwszy etap (A), czyli austenitacja, ma na celu uzyskanie austenitu, jako mikrostruktury wyjściowej, w którym w miarę możliwości rozpuszczone są dodatki stopowe dla zapewnienia odpowiedniej hartowności stali. Obecność w austenicie drobnodispersyjnych węglików prostych lub złożonych takich pierwiastków, jak: Ti, V, Nb, Cr, Mo lub W jest dopuszczalna, a może być nawet korzystna, gdyż wydzielenia te stanowią miejsca zarodkowania płytek bainitu w procesie bainityzacji. Podobną rolę mogą odgrywać drobnodispersyjne wydzielenia wysokotopliwych azotków pierwiastków takich jak Ti, V, Nb, Al, lub węglikoazotków. Unikać należy natomiast segregacji wydzielen lub ciągłych warstw węglikowych na granicach ziaren austenitu, gdyż zwiększa to silnie kruchość stali. Parametry temperatury i czasu austenitacji powinny być odpowiednio dobrane do danej stali, aby uzyskać jednorodny skład chemiczny austenitu, lecz nie doprowadzić do nadmiernego rozrostu jego ziaren. Osiągnięcie jednorodności składu chemicznego powinno zapewniać jednakową kinetykę przemian fazowych w różnych obszarach stali, co z kolei przekłada się na uzyskanie jednorodnej mikrostruktury końcowej i jednorodnych właściwości stali po obróbce cieplnej.

Drugi etap (B) polega na hartowaniu stali z temperatury austenitacji z przystankiem izotermicznym w zakresie bainitycznym. Sam proces hartowania prowadzi się tak, aby uniknąć wystąpienia dyfuzyjnej przemiany ferrytycznej lub perlitycznej. Wytwarzane w tych przemianach fazy miękkiego ferrytu i kruchego cementytu pogarszają bowiem końcowe właściwości mechaniczne stali. Dlatego też zapewnia się chłodzenie z szybkością większą od szybkości krytycznej na takiej grubości elementu stalowego, na jakiej ma być wytworzona pożądana mikrostruktura bainityczno-martenzytyczno-austenityczna. W trakcie hartowania z temperatury austenitacji T_A do temperatury bainityzacji T_B , mogą być zastosowane przystanki izotermiczne w temperaturach pośrednich, celem wyrównania temperatury w objętości hartowanego elementu, ale powinny być one tak przeprowadzone, aby uniknąć wytwarzania faz dyfuzyjnych: ferrytu i cementytu. Przystanki pośrednie pozwalają zredukować odkształcenia hartownicze elementów stalowych, zwłaszcza tych o smukłych lub skomplikowanych kształtach.

Temperatura przystanku w zakresie bainitycznym T_B powinna być nieco wyższa niż M_s , ale nie większa niż 350°C . Zwiększenie dolnego zakresu temperatury przystanku

izotermicznego o wartość ΔT czyli do poziomu $M_s + \Delta T$ ma na celu zapobieżenie wytworzeniu fazy martenzytycznej w trakcie pierwszego hartowania z zakresu austenitu. Temperatura M_s jest bowiem temperaturą średnią dla stopu i lokalnie, w poszczególnych obszarach stali, zwłaszcza staliwa, może przyjmować różne wartości, w zależności od stopnia niejednorodności składu chemicznego austenitu. Z drugiej strony wartość ΔT zależy od technicznej możliwości stabilizacji temperatury przystanku izotermicznego w piecu. W stalach, w których austenit jest jednorodny chemicznie a urządzenie do obróbki cieplnej pozwala precyzyjnie sterować temperaturą przystanku izotermicznego, można przyjąć, że ΔT jest małe, rzędu 10-15°C, natomiast jeśli lokalne wartości temperatury M_s w stali wykazują duży rozrzut lub jeśli nie ma możliwości precyzyjnej kontroli temperatury przystanku izotermicznego w różnych miejscach stalowego wsadu w piecu, to wówczas wartość ΔT może sięgać nawet 50°C. Generalnie, im niższa jest temperatura przystanku izotermicznego, tym płytki ferrytu bainitycznego mają mniejszą grubość, co jest korzystne dla końcowej mikrostruktury stopu i jego właściwości mechanicznych. Ze względu jednak na małą szybkość przemiany bainitycznej w niskiej temperaturze [H.K.D.H. Bhadeshia „Bainite in Steels: Theory and Practice” Maney Publishing, 3rd Edition, 2015], dolna wartość temperatury przystanku izotermicznego nie powinna być mniejsza niż 200°C.

Jeśli temperatura M_s stali jest wysoka, to odpowiednio wyższa będzie temperatura hartowania izotermicznego. Nie powinna ona jednak przekraczać temperatury 350°C. Wynika to z konieczności uniknięcia ryzyka tworzenia wydzielen cementytu na granicach ferryt bainityczny-austenit. Takie ryzyko może wystąpić w stalach, w których zbyt niska jest zawartość pierwiastków hamujących wydzielanie węglików. Zbyt wysoka temperatura przystanku izotermicznego, powyżej 350°C, powoduje również wzrost wielkości płytek ferrytu bainitycznego, powyżej 100nm, co zmniejsza twardość i parametry wytrzymałościowe stali. Celem zredukowania tego efektu proponuje się zastosowanie dwustopniowego hartowania bainitycznego lub hartowania z ciągłym spadkiem temperatury procesu bainityzacji. Możliwość taką stwarza zjawisko wzbogacania austenitu w węgiel podczas przemiany bainitycznej, co skutkuje ciągłym obniżaniem temperatury M_s austenitu w trakcie procesu. Jeśli początkowo temperatura M_s jest wysoka i temperatura przystanku izotermicznego leży powyżej 300°C, to po pewnym stopniu zaawansowania tej przemiany, temperatura M_s spada i wówczas można odpowiednio obniżyć temperaturę procesu bainityzacji do niższych temperatur czyli poniżej 300°C, tak by tworzące się płytki bainitu miały grubości nanometryczne.

W trakcie procesu bainityzacji następuje przyrost gęstości i udziału objętościowego płytek ferrytu bainitycznego oraz wzbogacenie w węgiel pozostałego w stali austenitu. Czas trwania przystanku izotermicznego ma istotne znaczenie dla stopnia zaawansowania tych zjawisk i dla następnego etapu obróbki, a mianowicie niepełnego hartowania (*quenching*), w trakcie którego wytwarzane są listwy lub igły martenzytu. Tworzenie płytek ferrytu bainitycznego, które przy niskiej temperaturze procesu mają nanometryczne grubości, prowadzi do intensywnego podziału ziaren austenitu na mniejsze obszary. Odległość pomiędzy płytkami ferrytu bainitycznego będzie determinować długość tworzących się podczas przemiany martenzytycznej płytek, listew lub igieł martenzytu w austenicie resztkowym. Jest to kluczowy aspekt wynalazku, gdyż przemiana martenzytyczna realizowana w niepodzielonych ziarnach austenitu prowadzi do powstania martenzytu gruboziarnistego, o dużej kruchości i małej efektywności procesów partycjonowania węgla. Podział ziaren austenitu płytkami ferrytu bainitycznego pozwala silnie rozdrobnić strukturę martenzytyczną powstającą w trakcie niepełnego hartowania martenzytycznego. Dlatego też czas trwania etapu bainityzacji powinien zapewnić przede wszystkim odpowiednią gęstość płytek i równomierny podział ziaren austenitu przed przemianą martenzytyczną. Udział objętościowy wytworzonego bainitu może zawierać się w znacznych granicach: od około 10% do 80% obj. Im więcej wytworzonego ferrytu bainitycznego, tym większa gęstość płytek i mniejsze odległości nimi, a w efekcie drobniejszy martenzyt powstaje w kolejnym etapie. Zbyt mała objętość wytworzonego ferrytu bainitycznego może nie zapewnić odpowiedniej równomierności rozłożenia płytek w mikrostrukturze i pozostawić zbyt duże obszary niepodzielonego austenitu. Z drugiej strony, zbyt duży udział objętościowy ferrytu bainitycznego może doprowadzić do nadmiernej stabilizacji termicznej austenitu resztkowego i spadku temperatury M_s do zakresu temperatury pokojowej lub niższej, co uniemożliwi przeprowadzenie efektywnej przemiany martenzytycznej. Można tu ewentualnie zastosować obróbkę podzerową, ale ta z kolei może zmniejszyć udział objętościowy austenitu w stali poniżej wymaganych 10% obj. Dlatego korzystnie jest, aby udział objętościowy ferrytu bainitycznego mieścił się w zakresie od 20% do 75%. Udział ferrytu bainitycznego, jaki tworzy się w danych warunkach temperatury i czasu można obliczyć dla danego składu chemicznego stali i dla danej zawartości węgla na podstawie wzorów, lub wyznaczyć przy wykorzystaniu znanych programów komputerowych do symulacji kinetyki przemian fazowych. Bardziej precyzyjne jest jednak wyznaczenie udziału objętościowego ferrytu bainitycznego na podstawie eksperymentalnych pomiarów dylatometrycznych uzupełnionych przez pomiary składu fazowego po zakończeniu przemiany bainitycznej metodą rentgenowską lub metodą magnetyczną. Przy planowaniu zawartości

ferrytu bainitycznego dla procesu według wynalazku uwzględnia się również stopień wzbogacenia w węgiel pozostałego po bainityzacji austenitu resztkowego (γ_{r1}), co determinuje jego temperaturę początku przemiany martenzytycznej $M_s(\gamma_{r1})$ – parametr kluczowy do zaprojektowania następnego etapu procesu obróbki cieplnej.

Trzeci etap (Q), czyli proces niepełnego hartowania, polega na schłodzeniu stali do temperatury T_Q leżącej pomiędzy temperaturą początku przemiany martenzytycznej $M_s(\gamma_{r1})$, jaką ma austenit szczątkowy (γ_{r1}) po bainityzacji a temperaturą końca przemiany martenzytycznej austenitu resztkowego $M_f(\gamma_{r1})$. Wartość temperatury T_Q powinna być tak dobrana, aby po hartowaniu do tej temperatury w stali pozostało co najmniej 10% austenitu resztkowego. Ilość powstającego martenzytu można wyznaczyć na podstawie równania Koistinen'a i Marburger'a [Acta Metall. 7 (1959) 59-60] lub przy wykorzystaniu programów do komputerowej symulacji przemian fazowych w stalach. Dzięki wstępnemu podzieleniu pierwotnych ziaren austenitu przez wiązki bainitu, powstający martenzyt ma ograniczone miejsce do wzrostu, dzięki czemu uzyskuje się kontrolę nad wielkością jego igieł. Praktycznym rozwiązaniem będzie zastosowanie temperatury T_Q większej lub równej temperaturze pokojowej, ale w razie zbyt niskiej temperatury $M_s(\gamma_{r1})$ lub jeśli planuje się wytworzyć więcej martenzytu można zastosować obróbkę podzerową. Czas wytrzymania stali w temperaturze T_Q jest podyktowany względami praktycznymi i zależy od wielkości obrabianych elementów, wielkości wsadu w piecu oraz szybkości odprowadzania ciepła przez ośrodek chłodzący. Czas ten powinien zapewnić osiągnięcie temperatury T_Q i wyrównanie tej temperatury na przekroju obrabianych cieplnie elementów. Austenit pozostały po etapie niepełnego hartowania do temperatury T_Q większej niż temperatura pokojowa, pozostaje niestabilny, tzn. może ulec przemianie martenzytycznej, jeśli stal zostałaby od razu schłodzona do temperatury pokojowej. Dla ustabilizowania pozostałego austenitu, czyli obniżenia temperatury początku przemiany martenzytycznej M_s poniżej temperatury pokojowej, konieczne jest przeprowadzenie procesu partycjonowania węgla. Proces ten ważny jest z jeszcze jednego powodu; otóż powstały w trakcie niepełnego hartowania martenzyt jest przesycony węglem, a przez to jest twardy ale kruchy.

Czwarty etap – partycjonowanie węgla (P) polega na wyżarzeniu stali w temperaturze, w której zachodzi intensywne dyfuzja węgla z martenzytu powstałego w procesie niepełnego hartowania (Q) do austenitu szczątkowego (γ_{r2}). Celem tego etapu jest zmniejszenie przesylenia węgłem martenzytu, co zmniejsza jego kruchość. Ponadto chodzi o ustabilizowanie austenitu pozostałego po procesach bainityzacji (B) i niepełnego hartowania (Q). Wskutek tego

procesu następuje dalsze obniżenie temperatury początku przemiany martenzytycznej $M_s(\gamma_{r2})$. Korzystne jest, jeśli wartość temperatury $M_s(\gamma_{r2})$ na końcu procesu będzie mniejsza od temperatury pokojowej, lub w przypadku elementu eksploatowanego poniżej temperatury pokojowej, wartość $M_s(\gamma_{r2})$ będzie mniejsza od najniższej temperatury T_e - eksploatacji elementu stalowego. Pozwala to zapobiec niekontrolowanej przemianie martenzytycznej austenitu podczas końcowego chłodzenia elementu stalowego do temperatury pokojowej lub do temperatury eksploatacji, jeśli leży ona poniżej temperatury pokojowej. Czas i temperatura partycjonowania powinny być tak dobrane, aby skutecznie osiągnąć spadek przesylenia węglem martenzytu i stabilizację austenitu szczątkowego i jednocześnie nie spowodować wydzielenia cementytu lub innych węglików stopowych. Zazwyczaj temperatura procesu $T_P \geq T_Q$ i mieści się w zakresie 200-450°C, korzystnie w zakresie 230-350°C. Proces partycjonowania można przeprowadzić w temperaturze T_Q , jeśli jest ona dostatecznie wysoka do zapewnienia skutecznego partycjonowania węgla. Czas trwania partycjonowania zależy ściśle od temperatury i ilości wytworzonych w poprzednich etapach ferrytu bainitycznego i martenzytu. Im mniejsza objętość faz bainitu i martenzytu, tym dłuższy powinien być etap partycjonowania, aby zapewnić jednorodne wzbogacenie w węgiel całej objętości fazy austenitu, powodując jego stabilizację.

Za pomocą równań empirycznych lub symulacji komputerowych przy użyciu znanych specjalistom programów, można określić temperaturę początku przemiany martenzytycznej austenitu w funkcji zawartości węgla i na tej podstawie określić minimalną zawartość węgla, do jakiej musi zostać wzbogacony austenit, tak aby nie ulegał on przemianie przy końcowym chłodzeniu - około 1,2% C. Dla każdego składu chemicznego stali długość czasu partycjonowania w obróbce sposobem według wynalazku powinna być dobierana doświadczalnie ze względu na brak możliwości dokładnej symulacji dyfuzji węgla w układach wieloskładnikowych.

W trakcie całego procesu temperatura początku przemiany martenzytycznej austenitu zmienia się zgodnie z regułą:

$$M_s(\gamma) > M_s(\gamma_{r1}) > M_s(\gamma_{r2}) \text{ oraz } M_s(\gamma_{r2}) < T_e$$

gdzie: $M_s(\gamma)$ – temperatura początku przemiany martenzytycznej austenitu (γ) po austenitzacji (A); $M_s(\gamma_{r1})$ – temperatura początku przemiany martenzytycznej austenitu (γ_{r1}) pozostałego po bainityzacji (B); $M_s(\gamma_{r2})$ temperatura początku przemiany martenzytycznej austenitu (γ_{r2}) pozostałego po niepełnym hartowaniu i partycjonowaniu (P) oraz T_e – temperatura eksploatacji elementu stalowego. Istotne jest, aby austenit po obróbce sposobem według wynalazku miał

temperaturę początku przemiany martenzytycznej odpowiednio niższą niż planowana temperatura eksploatacji elementu stalowego, jeśli element będzie narażony na eksploatację poniżej temperatury pokojowej.

Na rysunku przedstawiono:

Fig. 1 - schemat etapów procesu według wynalazku;

Fig. 2 - przebieg obróbki cieplnej według wynalazku na schematycznym wykresie kinetyki przemian fazowych przy wyżarzaniu izotermicznym (Czas-Temperatura-Przemiana CTPi) oraz zmiany temperatury M_s w poszczególnych etapach obróbki cieplnej;

Fig. 3 - schemat mikrostruktury ziarna austenitu po austenitizacji (A);

Fig. 4 - schemat mikrostruktury pierwotnego ziarna austenitu z płytkami ferrytu bainitycznego po etapie bainityzacji (B);

Fig. 5 - schemat mikrostruktury pierwotnego ziarna austenitu z płytkami ferrytu bainitycznego i martenzytu po etapie bainityzacji (B) i niepełnym hartowaniu (Q).

Sposób obróbki cieplnej według wynalazku pozwala na wytworzenie silnie rozdrobnionej, wielofazowej mikrostruktury stopu zawierającej odpowiednie proporcje twardych składników, takich jak: ferryt bainityczny i martenzyt, które umacniają stop, oraz odpowiedniego udziału plastycznego austenitu resztkowego, zapewniającego plastyczną relaksację naprężeń powstających w trakcie obciążania lub eksploatacji pod obciążeniem elementu stalowego lub staliwnego. Rozdrobnienie mikrostruktury polega na ograniczeniu wielkości, tworzących się w trakcie przemian fazowych wydzieleń składników fazowych: ferrytu bainitycznego i martenzytu oraz ich równomiernym rozmieszczenia w mikrostrukturze, tak aby również pozostały w mikrostrukturze końcowej austenit resztkowy był równomiernie rozdrobniony.

Sposób obróbki cieplnej według wynalazku nadaje się do nisko- lub średniostopowych stopów Fe: stali lub staliwa, w których występuje przemiana bainityczna, przy czym skład chemiczny stopu powinien zapewniać temperaturę początku przemiany martenzytycznej M_s wyższą niż 130°C i niższą od 350°C . Stop powinien zawierać również podwyższoną zawartości krzemu (Si) i/lub aluminium (Al) hamujących wydzielanie węglików. Pomimo tego ograniczenia istnieje możliwość wyselekcjonowania wielu gatunków stali handlowych nadających się do zastosowania w obróbce cieplnej według wynalazku lub można odpowiednio zaprojektować nowe stale. Opisany tu proces B-Q&P, może być również stosowany do obróbki cieplnej wszystkich żeliw ADI (*Austempered Ductile Iron*). Z powyższych względów proces B-Q&P ma szerokie pole zastosowań do obróbki cieplnej zarówno stali, jak i staliwa lub żeliwa ADI.

Dzięki przerwaniu przemiany bainitycznej w trakcie bainityzacji poprzez hartowanie do niższej temperatury i wytworzenie martenzytu znacząco skraca się czas całej obróbki cieplnej, w porównaniu do procesu nanobainityzacji opisanego w patentach EP2410070 A1, WO 2010013054 A2, US 2011/0126946 A1 oraz PL 218480 B1. Maksymalny czas trwania całego procesu obróbki cieplnej według wynalazku z reguły nie przekracza 8h, a w większości przypadków zamyka się w czasie 2-3 godzin. Tym samym obróbka według wynalazku wymaga znacznie krótszego czasu do jej realizacji w porównaniu do czasu trwania procesu wytwarzania bainitu nanokrystalicznego (tzw. nanobainitu) na drodze hartowania z przystankiem izotermicznym.

Jednocześnie obróbka zapewnia mniejsze odkształcenia hartownicze obrabianego elementu stalowego w porównaniu do konwencjonalnej obróbki hartowania martenzytycznego i odpuszczania.

Na podstawie obliczeń, symulacji komputerowych, lub badań eksperymentalnych można dla każdej stali obliczyć parametry temperatury i czasu trwania danego etapu celem uzyskania określonego udziału objętościowego danej fazy. Pozwala to na precyzyjne zaplanowanie i wytworzenie określonych udziałów objętościowych poszczególnych składników stopowych w mikrostrukturze końcowej. Można też zaplanować i osiągnąć stopień rozdrobnienia poszczególnych składników fazowych oraz uzyskać określoną stabilność austenitu szczałkowego mierzoną poprzez temperaturę Ms. Dzięki czemu możliwa jest pełna kontrola składu fazowego końcowej mikrostruktury stopu. Ponieważ końcowe właściwości mechaniczne stopu zależą bezpośrednio od udziału poszczególnych faz i mikrostruktury, zatem obróbka według wynalazku zapewnia pełną kontrolę właściwości mechanicznych materiału.

Odmienne niż w konwencjonalnych obróbkach hartowania martenzytycznego i odpuszczania, obróbka według wynalazku łączy sprzeczne właściwości mechaniczne uzyskanego produktu, a mianowicie dużą twardość i wytrzymałość z ciągliwością i odpornością na pękanie. Z tego względu stopy po obróbce mogą zastąpić stosowane dotychczas materiały w wielu wymagających aplikacjach, w których wymagane jest połączenie tych sprzecznych właściwości. Duża wytrzymałość sprawia, że obrobione w ten sposób stale i staliwa mogą być stosowane na silnie obciążone elementy maszyn i konstrukcji zapewniając mniejsze przekroje elementów konstrukcyjnych i mniejszy ciężar. Zmniejszenie ciężaru konstrukcji jest istotnym wymogiem w przypadku pojazdów, samolotów, statków oraz urządzeń zasilanych w eksploatacji energią, gdyż skutkuje to oszczędnością energii przy takiej samej sprawności tych urządzeń.

Obróbka według wynalazku może być stosowana w produkcji wszelkiego rodzaju stalowych lub staliwnych narzędzi lub silnie obciążonych elementów maszyn i konstrukcji, które narażone są na pękanie. Obróbka taka zapewnia dłuższą żywotność, zwiększa okres bezawaryjnej eksploatacji narzędzi, maszyn i konstrukcji wykonanych z tak obróbianych stali lub staliwa.

Przy odpowiednio dużej zawartości austenitu szczątkowego stal lub staliwo po tej obróbce może wykazywać efekt TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*), czyli plastyczności indukowanej przemianą, co dodatkowo rozszerza jej zastosowanie na np. elementy wzmocnienia konstrukcji pojazdów samochodowych, zapewniających większy poziom bezpieczeństwa pasażerom. Stale wykazujące efekt TRIP są zdolne do pochłaniania części energii mechanicznej poprzez zachodzącą przemianę austenitu szczątkowego w martenzyt.

Podsumowując, obróbka według wynalazku może być stosowana w produkcji wszelkiego rodzaju wyrobów stalowych lub staliwnych, w szczególności przy wytwarzaniu:

- narzędzi, np.: stempli, narzędzi do tłoczenia i do przeróbki plastycznej na zimno, narzędzi budowlanych i rolniczych;
- silnie obciążonych elementów maszyn górniczych, rolniczych, budowlanych, np.: przekładni, kół zębatych;
- elementów konstrukcji urządzeń energetycznych, np. wałów, turbin;
- silnie obciążonych elementów konstrukcji pojazdów samochodowych, np.: sworzni, elementów zawieszenia, wzmocnienia karoserii;
- obciążonych części konstrukcji statków, samolotów, helikopterów
- elementów taboru kolejowego;
- elementów złącznych, jak np. śruby, łapki sprężyste do mocowania szyn do podkładów
- części uzbrojenia i pancerzy.

Przedmiot i korzystne skutki wynalazku zostały bliżej opisane w poniższych przykładach.
Przykład 1.

Realizację procesu obróbki cieplnej typu B-Q&P przeprowadzono dla stali sprężynowej 65SiWMn7-4-3 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1. Stal ta została wyselekcjonowana do tego typu obróbki na podstawie jej składu chemicznego, który zapewnia wartość temperatury M_s , mieszczącą się w wymaganym zakresie temperatur oraz odpowiedni wykres kinetyki przemian fazowych (CTPi). Wykres ten potwierdza obecność przemiany bainitycznej, a także odpowiednią hartowność umożliwiającą uniknięcie przemian dyfuzyjnych w rdzeniu próbek do testów mechanicznych w trakcie hartowania z temperatury austenitizacji do zakresu przemiany bainitycznej.

Tabela 1. Skład chemiczny stali sprężynowej 65SiWMn 7-4-3 wg analizy chemicznej

Gatunek stali	65SiWMn 7-4-3									
Pierwiastek stopowy	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	Ni	Cu	P	S
Zawartość pierwiastka w % mas.	0,63	0,82	1,58	0,20	0,01	0,88	0,03	0,07	0,020	0,010

W pierwszym etapie projektowania obróbki na podstawie badań dylatometrycznych oraz symulacji komputerowych wyznaczono następujące parametry:

- Temperaturę $M_s(\gamma)$ po austenitzacji
- Czas inkubacji do początku przemiany bainitycznej
- Kinetykę przemiany bainitycznej – oznaczając czas niezbędny do uzyskania danego zaawansowania przemiany bainitycznej
- Nową temperaturę M_s po przerwaniu przemiany bainitycznej $M_s(\gamma_1)$
- Czas etapu partycjonowania pozwalający na stabilizację austenitu

Jako parametry austenitzacji, przyjęto temperaturę $T_A = 930^\circ\text{C}$ i czas $t_A = 30$ min. Austenitzacja przy takich parametrach pozwala na rozpuszczenie większości węglików, przy czym węgliki wolframu zostały rozpuszczone tylko częściowo, i równomierną dystrybucję węgla w austenicie. Na podstawie badań dylatometrycznych określono temperaturę początku przemiany martenzytycznej po austenitzacji $M_s(\gamma) = 230^\circ\text{C}$. Przyjmując wartość $\Delta T = 15^\circ\text{C}$ ustalono temperaturę hartowania izotermicznego w procesie bainityzacji $T_B = 245^\circ\text{C}$. Hartowanie izotermiczne przeprowadzono w gorącym oleju nagrzanym do temperatury 245°C . Olej zapewnił wystarczającą prędkość hartowania izotermicznego z temperatury austenitzacji próbek do testów mechanicznych, by uniknąć wytworzenia perlitu lub bainitu górnego, co mogłoby obniżyć końcowe właściwości mechaniczne. Badania przeprowadzono dla różnych czasów t_B trwania przystanku izotermicznego celem uzyskania różnych stopni zaawansowania przemiany bainitycznej (tabela 2).

Tabela 2. Kinetyka przemiany bainitycznej w temperaturze 245°C wraz ze zmianą temperatury $M_s(\gamma_t)$ w funkcji czasu wyżarzania

Proces bainityzacji $T_B [^\circ\text{C}] - t_B [\text{min}]$	Stopień zaawansowania przemiany bainitycznej [%]	Temperatura $M_s(\gamma_t)$ po przerwaniu przemiany bainitycznej [$^\circ\text{C}$]
B: $245^\circ\text{C} - 17\text{min}$	30	166
B: $245^\circ\text{C} - 20\text{min}$.	40	140
B: $245^\circ\text{C} - 25\text{min}$.	50	90

B: 245°C – 33min.	60	55
B: 245°C – 44min.	70	poniżej 25°C
B: 245°C – 1440min. (24h)	100	poniżej 25°C

Temperaturę niepełnego hartowania T_Q dobrano tak, aby wytworzyć określoną zawartość martenzytu. Należy uwzględnić spadek temperatury M_s wraz ze zwiększającą się ilością węgla w austenicie w etapie bainityzacji, gdyż martenzyt wytworzy się, jeśli temperatura T_Q będzie mniejsza od temperatury początku przemiany martenzytycznej $M_s(\gamma_1)$ austenitu pozostałego po procesie bainityzacji (B). W zależności od wielkości przechłodzenia pomiędzy temperaturami $M_s(\gamma_1)$ i T_Q można sterować ilością powstającego w strukturze martenzytu, a przez co także austenitu pozostałego w mikrostrukturze końcowej.

Czas i temperatura partycjonowania uwarunkowane są odpowiednim wzbogaceniem austenitu w węgiel. Istotną rolę odgrywają tu pierwiastki stopowe hamujące wydzielanie węglików, dzięki czemu cały dyfundujący węgiel w warunkach para-równowagi jest rozdystrybuowany w austenicie i podczas końcowego chłodzenia do temperatury pokojowej nie obserwuje się przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt. Wystąpienie takiej przemiany spowodowałaby pojawienie się silnie przesyconego węglem martenzytu w końcowej mikrostrukturze stali, co mogłoby doprowadzić do znacznego spadku uduwności i plastyczności wyrobu.

Podczas realizacji zdecydowano się na przeprowadzenie etapu partycjonowania w takiej samej temperaturze, jak hartowania izotermicznego, czyli 245°C, celem ułatwienia procesu. Dostosowano także odpowiednio czas partycjonowania wykonując uprzednio próby dylatometryczne.

Obróbkę cieplną przeprowadzono dla czterech różnych wariantów, różniących się czasem t_B , i/lub temperaturą T_Q a także czasem t_P . Chodziło o wytworzenie różnych proporcji bainitu, martenzytu i austenitu szczątkowego w końcowym składzie fazowym:

- Wariant B-Q&P 1
 - Austenitacja w temperaturze $T_A = 930^\circ\text{C}$ przez czas $t_A = 30$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_B = 245^\circ\text{C}$
 - Wytrzymanie w temperaturze $T_B = 245^\circ\text{C}$ przez $t_B = 17$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_Q = 25^\circ\text{C}$
 - Partycjonowanie w temperaturze $T_P = 245^\circ\text{C}$ przez czas $t_P = 4$ min
 - Chłodzenie do temperatury pokojowej

- Wariant B-Q&P 2
 - Austenitizacja w temperaturze $T_A = 930^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_A = 30$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_B = 245^{\circ}\text{C}$
 - Wytrzymanie w temperaturze $T_B = 245^{\circ}\text{C}$ przez $t_B = 25$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_Q = 25^{\circ}\text{C}$
 - Partycjonowanie w temperaturze $T_P = 245^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_P = 4$ min
 - Chłodzenie do temperatury pokojowej
- Wariant B-Q&P 3
 - Austenitizacja w temperaturze $T_A = 930^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_A = 30$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_B = 245^{\circ}\text{C}$
 - Wytrzymanie w temperaturze $T_B = 245^{\circ}\text{C}$ przez $t_B = 17$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_Q = 120^{\circ}\text{C}$
 - Partycjonowanie w temperaturze $T_P = 245^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_P = 15$ min
 - Chłodzenie do temperatury pokojowej
- Wariant B-Q&P 4
 - Austenitizacja w temperaturze $T_A = 930^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_A = 30$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_B = 245^{\circ}\text{C}$
 - Wytrzymanie w temperaturze $T_B = 245^{\circ}\text{C}$ przez $t_B = 17$ min
 - Hartowanie do temperatury $T_Q = 60^{\circ}\text{C}$
 - Partycjonowanie w temperaturze $T_P = 245^{\circ}\text{C}$ przez czas $t_P = 4$ min
 - Chłodzenie do temperatury pokojowej

Na tak obrabionych próbkach wykonano pomiary twardości, próby jednoosiowego rozciągania oraz próby udarności metodą Charpy'ego celem określenia podstawowych właściwości mechanicznych stali. W celach porównawczych wykonano również testy mechaniczne na próbkach po obróbce konwencjonalnej hartowania z temperatury 850°C w oleju do temperatury pokojowej i odpuszczania w temperaturze 420° przez 1h, a także po procesie pełnej bainityzacji polegającym na hartowaniu izotermicznym z temperatury 930°C w oleju o temperaturze 245°C i wytrzymaniu w tej temperaturze przez 24h. Właściwości mechaniczne próbek po zastosowaniu powyższych wariantów obróbki zostały przedstawione w tabeli 3.

Tabela 3. Właściwości mechaniczne stali 65SiWMn 7-4-3 po różnych wariantach obróbki B-Q&P

Rodzaj obróbki	Twardość HV2	Granica plastyczności $R_{p0,2}$ [MPa]	Wytrzymałość mechaniczna R_m [MPa]	$R_{0,2}/R_m$	Udarność KV [J]	Wydłużenie całkowite A_c [%]
B-Q&P 1	705	1633	2500	0.65	9,9	3,9
B-Q&P 2	676	1246	2300	0.54	11,0	7
B-Q&P 3	675	944	2350	0.40	8	11,0
B-Q&P 4	701	1203	2440	0.49	7	6,1
Pełna nanobainityzacja	651	1700	2210	0.77	18	8
Hartowanie i odpuszczanie	520	1670	1860	0.90	11	5

Na szczególną uwagę zasługują wyniki wytrzymałości mechanicznej, która osiąga we wszystkich wariantach wartości niespotykane w innych stalach nisko- i średniostopowych i porównywalne z wartościami wytrzymałości, jakimi cechują się wysokostopowe i bardzo drogie stale *maraging*. Parametry wytrzymałościowe HV i R_m , jakie uzyskuje stal po każdym z zastosowanych wariantów obróbki są wyższe od analogicznych parametrów stali obrabianej konwencjonalnie, oraz parametrów stali nanostrukturalnej po pełnej bainityzacji. Jednocześnie stal po obróbce B-Q&P w wariacie 3 uzyskuje większą wartość wydłużenia całkowitego w porównaniu do wydłużenia po obróbce konwencjonalnej i po pełnej nanobainityzacji. Wartości udarności są generalnie niskie, ale większe niż te, jakimi cechują się wysokowęglowe stale nanobainityczne opisane w patentach EP2410070 A1, WO 2010013054 A2, US 2011/0126946 A1. Na uwagę zasługuje również wysoki współczynnik umocnienia wyrażający się niską wartością stosunku $R_{0,2}/R_m$, co świadczy o tym, że w stali występuje efekt TRIP. Stale o takich właściwościach zapewniają konstrukcji bezpieczeństwo eksploatacji, gdyż mają zdolność pochłaniania znacznej ilości energii przed ostatecznym pęknięciem.

Powyższe wyniki wskazują, że dzięki zastosowaniu obróbki cieplnej według wynalazku możliwe jest uzyskanie bardzo wysokich właściwości mechanicznych oraz sterowanie nimi w pewnym zakresie poprzez zmianę parametrów obróbki: t_B , T_Q , oraz t_P .

Przykład 2.

Realizację procesu obróbki cieplnej typu B-Q&P przeprowadzono dla stali łożyskowej 67SiMnCr6-6-4 o składzie chemicznym podanym w tabeli 4. Skład chemiczny tej stali spełnia wymagania do tego typu obróbki zapewniając pożądane wartości temperatur charakterystycznych (B_s , M_s) i odpowiednią kinetykę przemian fazowych (wykres CTPi).

Wykres ten potwierdza obecność przemiany bainitycznej, a także odpowiednią hartowność umożliwiającą uniknięcie przemian dyfuzyjnych w rdzeniu próbek do testów mechanicznych w trakcie hartowania z temperatury austenitizacji do zakresu przemiany bainitycznej. Proces przemiany bainitycznej prowadzący do wytworzenia w tej stali struktury nanobainitycznej w temperaturze 240°C trwa około 60h, i jest zbyt długi z punktu widzenia zastosowań przemysłowych. Dlatego zastosowanie procesu B-Q&P może być w przypadku tej stali korzystnym rozwiązaniem.

Tabela 4. Skład chemiczny stali 67SiMnCr6-6-4 wg analizy chemicznej

Gatunek stali	67SiMnCr6-6-4									
Pierwiastek stopowy	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	P	S
Zawartość pierwiastka w % mas.	0,65	1,32	1,43	1,02	0,24	0,14	0,17	0.046	0,013	0,007

W pierwszym etapie projektowania obróbki na podstawie badań dylatometrycznych oraz symulacji komputerowych wyznaczono następujące parametry:

- Temperaturę $M_s(\gamma)$ po austenitizacji
- Czas inkubacji do początku przemiany bainitycznej
- Kinetykę przemiany bainitycznej – oznaczając czas niezbędny do uzyskania danego zaawansowania przemiany bainitycznej
- Nową temperaturę M_s po przerwaniu przemiany bainitycznej $M_s(\gamma_1)$
- Czas etapu partycjonowania pozwalający na stabilizację austenitu

Jako parametry austenitizacji, przyjęto temperaturę $T_A=925^\circ\text{C}$ oraz czas $t_A=10\text{min}$. Austenitizacja realizowana w takich warunkach pozwala na rozpuszczenie węglików, lecz nie prowadzi do nadmiernego rozrostu ziaren austenitu. Na podstawie badań dylatometrycznych określono temperaturę początku przemiany martenzytycznej po austenitizacji $M_s(\gamma) = 219^\circ\text{C}$. Temperaturę hartowania izotermicznego w procesie bainityzacji ustalono na poziomie $T_B = 240^\circ\text{C}$, a zatem wyższą od temperatury początku przemiany martenzytycznej austenitu o wartość $\Delta T = 21^\circ\text{C}$. Hartowanie izotermiczne przeprowadzono w ciekłym stopie cyny nagrzanego do temperatury 240°C. Takie warunki zapewniły wystarczającą prędkość hartowania izotermicznego z temperatury austenitizacji próbek do testów mechanicznych, by uniknąć wytworzenia perlitu lub bainitu górnego, co mogłoby obniżyć końcowe właściwości mechaniczne. Proces obróbki przeprowadzono dla jednego czasu trwania przystanku izotermicznego $t_B = 3\text{h}50\text{min}$.

Jako temperaturę niepełnego hartowania T_Q przyjęto temperaturę pokojową, która leży pomiędzy temperaturą początku przemiany martenzytycznej $M_s(\gamma_1)$ austenitu pozostałego po procesie bainityzacji (B) i temperaturą końca tej przemiany $M_f(\gamma_1)$.

Jako temperaturę partycjonowania przyjęto taką samą temperaturę, jak hartowania izotermicznego, czyli $T_P = 240^\circ\text{C}$. Natomiast zastosowane różne czasy t_P trwania tego procesu: 1min., 10min. oraz 30min., celem ustalenia optymalnej wartości czasu partycjonowania z punktu widzenia właściwości wytrzymałościowych.

Proces B-Q&P przeprowadzono dla czterech różnych wariantów umożliwiających wytworzenie martenzytu o różnym stopniu przesylenia węglem i austenitu resztkowego o różnym stopniu stabilizacji, co wynika z różnej długości czasu partycjonowania. W pierwszym wariantcie nie przeprowadzono partycjonowania.

Na tak obrabionych próbkach wykonano pomiary twardości, próby jednoosiowego rozciągania oraz próby udarności metodą Charpy'ego celem określenia podstawowych właściwości mechanicznych stali. Ponadto wykonano próby wytrzymałościowe na próbkach po obróbce konwencjonalnej hartowania z temperatury $T_A = 925^\circ\text{C}$ w oleju do temperatury pokojowej i odpuszczania w temperaturze 450°C przez 1h.

Właściwości mechaniczne próbek po zastosowaniu powyższych wariantów obróbki zostały przedstawione w tabeli 5.

Tabela 5. Właściwości mechaniczne stali 67SiMnCr6-6-4 po obróbce B- Q&P przy różnych czasach partycjonowania

Parametry procesu B-Q&P	Twardość HV2	Granica plastyczności $R_{p0,2}$ [MPa]	Wytrzymałość mechaniczna R_m [MPa]	$R_{0,2}/R_m$	Wydłużenie całkowite A_c [%]	Udarność [J]
B: 240°C -3h50' Q: 25°C	596	1060	1940	0,55	2	2,4
B: 240°C -3h50' Q: 25°C -1' P: 240°C - 1'	553	1000	2180	0.46	3	2,8
B: 240°C -3h50' Q: 25°C -1' P: 240°C -10'	535	1100	1980	0,56	2	8,3
B: 240°C -3h50' Q: 25°C -1' P: 240°C -30'	463	1110	2170	0,51	16	8,5
Hartowanie i odpuszczanie 450°C -1h	638	1360	1730	0,79	3,5	5,7

Szczególnie wysokie parametry wytrzymałościowe oraz wydłużenia, będące miarą ciągliwości, osiąga stal po najdłuższym czasie partycjonowania $t_p=30\text{min}$. Wartości wytrzymałości, a przede wszystkim wydłużenia całkowitego i udarności po tej obróbce są większe niż po obróbce konwencjonalnej hartowania i odpuszczania. Przy braku etapu partycjonowania lub zbyt krótkim czasie jego trwania, zarówno udarność, jak i wydłużenie całkowite osiągają bardzo małe wartości.

Przykład 3.

Realizację obróbki cieplnej typu B-Q&P przeprowadzono dla wytopu eksperymentalnego stali o składzie chemicznym podanym w tabeli 6. Skład chemiczny stali został zaprojektowany specjalnie pod kątem obróbki B-Q&P celem uzyskania niskiej wartości temperatury M_s , oraz względnie dużej hartowności.

Tabela 6 Skład chemiczny stali eksperymentalnej wg analizy chemicznej

Pierwiastek stopowy	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Al	P	S
Zawartość pierwiastka [% mas.]	0,95	1,06	1,54	1,02	0,24	0,22	0,18	0,13	0,42	0,013	0,011

W pierwszym etapie projektowania obróbki na podstawie badań dylatometrycznych wyznaczono następujące parametry:

- Temperaturę $M_s(\gamma)$ po austenitzacji
- Czas inkubacji do początku przemiany bainitycznej
- Kinetykę przemiany bainitycznej – oznaczając czas niezbędny do uzyskania danego zaawansowania przemiany bainitycznej
- Nową temperaturę M_s po przerwaniu przemiany bainitycznej $M_s(\gamma_1)$
- Parametry etapu partycjonowania pozwalające na stabilizację austenitu

Jako parametry austenitzacji, przyjęto temperaturę $T_A=930^\circ\text{C}$ oraz czas $t_A=10\text{min}$. Na podstawie badań dylatometrycznych określono temperaturę początku przemiany martenzytycznej po austenitzacji $M_s(\gamma) = 175^\circ\text{C}$. Badano próbki po hartowaniu izotermicznym w oleju w temperaturze: $T_B = 260^\circ\text{C}$ a zatem wyższej od temperatury początku przemiany martenzytycznej austenitu o 85°C . Badania przeprowadzono dla różnych czasów trwania przystanku izotermicznego t_B . Tabela 7 przedstawia zmiany temperatury $M_s(\gamma_r)$ w funkcji czasu

trwania przystanku izotermicznego t_B stali po austenitacji w 930°C przez 10min. i następnie hartowanej izotermicznie w temperaturze 260°C .

Tabela 7. Zmiany temperatury $M_s(\gamma_r)$ oraz stopnia zaawansowania przemiany bainitycznej w funkcji czasu trwania przystanku izotermicznego t_B .

Proces bainityzacji T_B [$^\circ\text{C}$] – t_B [min]	Stopień zaawansowania przemiany bainitycznej [%]	Temperatura $M_s(\gamma_r)$ po przerwaniu przemiany bainitycznej [$^\circ\text{C}$]
B: 260°C - 45min	15	172
B: 260°C - 60min	30	166
B: 260°C - 75min	50	140
B: 260°C - 90min	60	117
B: 260°C - 104min	70	108
B: 260°C - 1200min. (20h)	100	< T_{pok} .

Proces B-Q&P przeprowadzono dla różnych wariantów umożliwiających wytworzenie martenzytu o różnym stopniu przesylenia węglem i austenitu resztkowego o różnym stopniu stabilizacji, co wynika z różnej długości czasu partycjonowania. Zastosowano różne temperatury niepełnego hartowania $T_Q = 25^\circ\text{C}$, 40°C lub 60°C , które mieściły się poniżej temperatury początku przemiany martenzytowej austenitu szczątkowego pozostałego po procesie bainityzacji. Analizowano również dwa rodzaje partycjonowania: w temperaturze $T_P = 450^\circ\text{C}$ przez czas $t_P = 1$ min. oraz w temperaturze $T_P = 320^\circ\text{C}$ przez czas $t_P = 5$ min.

Na tak obrabionych próbkach wykonano pomiary twardości metodą Vickersa HV2. W celach porównawczych wykonano również testy twardości po procesach pełnej bainityzacji przy zastosowaniu hartowania z przystankiem izotermicznym w temperaturze w temperaturze 260°C i wytrzymaniu w tej temperaturze przez 20h.

Parametry poszczególnych procesów B-Q&P po austenitacji w 930°C przez 10min., oraz odpowiadające im oszacowane zawartości poszczególnych faz, jak również średnie wartości twardości przedstawia tabela 8.

Tabela 8. Parametry procesu B-Q&P oraz skład fazowy jak również wartości twardości stali po procesie.

Parametry procesu	Zawartość bainitu [%]	Zawartość martenzytu [%]	Zawartość austenitu [%]	Średnia twardość HV2
Pełna bainityzacja B: 260°C - 20h	79	0	21	627

B-Q&P B: 260°C – 90', Q: 40°C, P: 450°C - 1'	47	16	37	510
B-Q&P B: 260°C – 75', Q: 60°C, P: 450°C - 1'	40	18	42	523
B-Q&P B: 260°C - 75', Q: 25°C, P: 450°C - 1'	40	35	25	650
B-Q&P B: 260°C - 75', Q: 25°C, P: 320°C - 5'	40	35	25	721

Szczególnie wysoką twardość uzyskują próbki o największej zawartości martenzytu (35%) i jednocześnie najmniejszej zawartości austenitu (25%). Twardość tych próbek jest większa od twardości próbek po procesie pełnej nanobainityzacji. Duża zawartość austenitu obniża twardość próbek. Twardość jest najwyższa, jeśli partycjonowanie jest realizowane w niższej temperaturze (320°C). Wysoka temperatura partycjonowania (450°C) zmniejsza twardość stali.