

Sposób kształtowania właściwości stali stopowych podeutektoidalnych na drodze obróbki cieplnej

Przedmiotem wynalazku jest sposób kształtowania właściwości stali stopowych podeutektoidalnych na drodze obróbki cieplnej, mający na celu wytworzenie wielofazowej struktury typu Dual Phase, Complex Phase lub TRIP, o nanometrycznej i submikronowej wielkości ziaren, prowadzący do uzyskania wysokich wartości parametrów wytrzymałościowych, dużej udatności oraz dużej ciągliwości stali. Wynalazek dotyczy podeutektoidalnych stali nisko- lub średniostopowych należących do grup stali konstrukcyjnych, w których dzięki zastosowaniu proponowanej obróbki, możliwe jest wytworzenie mikrostruktury i właściwości typowych dla stali typu DP (Dual Phase Steel), CP (Complex Phase Steel) lub TRIP (Transformation Induced Plasticity Steel). Sposób ten może być zastosowany do stali o szerszym zakresie składów chemicznych niż typowe stale typu Dual Phase, Complex Phase lub TRIP, co w efekcie pozwala osiągnąć lepsze właściwości mechaniczne w tej grupie stali.

Obecnie, oprócz powszechnie stosowanych obróbek, takich jak ulepszanie cieplne czy hartowanie bainityczne, do kształtowania właściwości stali wykorzystuje się również inne metody, w których modyfikacjom ulegać może zarówno obróbka cieplna, jak i skład chemiczny stali. Znanych jest wiele odmian obróbki cieplnej, które stosowane są przy wyselekcjonowanych gatunkach stali, które pozwalają osiągać często dużo wyższe parametry wytrzymałościowe oraz bardzo dobre właściwości użytkowe w stosunku do stali obrabianych tradycyjnie. Do takiej kategorii zaliczają się zaawansowane stale o wysokiej wytrzymałości, zwane AHSS (ang. Advanced High Strength Steels). Spośród stali AHSS, powszechnie stosowanych w przemyśle motoryzacyjnym, wyróżnić można trzy grupy stali o podobnym typie obróbki cieplnej:

DP – stale dwu fazowe (Dual Phase), których struktura składa się z twardych wydzielen martensytu w osnowie ferrytycznej (M-F) lub bainitu w osnowie ferrytycznej (B-F).

TRIP – stale z efektem TRIP (Transformation Induced Plasticity), których struktura zazwyczaj złożona jest z bainitu z austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej (B- γ -F), a czasem również z pewnym udziałem martenzytu (B- γ -F-M).

CP– stale wielofazowe (Complex Phase), których struktura złożona jest z różnych kombinacji składników mikrostrukturalnych i fazowych jak: bainit, martenzyt, austenit oraz cement.

Cechą wspólną tych stali jest ich obróbka polegająca na hartowaniu martenzytycznym lub bainitycznym z temperatury T leżącej w zakresie międzykrytycznym $A_1 < T < A_3$, w którym współistnieją faza ferrytyczna i austenityczna. W każdym przypadku osnową jest ferryt nieprzemieniony w zakresie temperatur krytycznych.

Z opisu patentowego US 8518195 znany jest sposób modyfikacji struktury stali przez kilkukrotne nagrzewanie do temperatury nieco wyższej od temperatury granicznej austenitu i ferrytu (A_3), schłodzenie poniżej tej temperatury w celu uzyskania mieszaniny fazy ferrytycznej i austenitycznej, po czym stal poddaje się stopniowemu hartowaniu do temperatury niższej od temperatury początku przemiany martenzytycznej (M_s). Skutkuje to wytworzeniem mieszaniny martenzytu o zwiększonej ilości austenitu szczątkowego. Przedmiot obrabiany może być wygrzewany w zakresie temperatur tworzenia martenzytu w celu zwiększenia stabilności austenitu przed hartowaniem do temperatury otoczenia.

Z opisu patentowego US 8940111 znany jest sposób wytworzenia w stali mikrostruktury TRIP, w którym materiał wyjściowy ogrzewa się do temperatury poniżej temperatury równowagi austenitu, ferrytu i cementytu, to znaczy poniżej A_1 . W następnym etapie stal jest formowana w produkt końcowy z wykorzystaniem dużego odkształcenia plastycznego (severe plastic deformation), przy czym energia odkształcenia powoduje, że temperatura materiału wzrasta do temperatury końcowej pomiędzy A_1 i A_3 , w wyniku czego, część mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej przekształca się w austenit. W etapie trzecim, końcowy produkt jest schładzany od temperatury w której zachodzi przemiana bainityczna. Chłodzenie jest przerwane, a materiał jest utrzymywany w tej temperaturze. W wyniku czego formowana jest mikrostruktura TRIP. Na końcu, produkt schładza się do temperatury otoczenia.

Cel wynalazku

Celem wynalazku jest dostarczenie sposobu kształtowania właściwości stali stopowych w procesie obróbki cieplnej stali wielofazowej, w skutek którego uzyskuje się wytworzenie mikrostruktury typu DP, CP lub TRIP o podwyższonych parametrach wytrzymałościowych i plastycznych.

Istota wynalazku

Sposób kształtowania właściwości stali stopowych podeutektoidalnych o podwyższonej zawartości krzemu i/lub aluminium, w których łączna zawartość krzemu i/lub aluminium mieści się w zakresie $0,8\% < (Si+Al) < 3,5\%$, prowadzący do wytworzenia mikrostruktury wielofazowej, która zawiera ferryt i austenit szczątkowy oraz co najmniej jeden z dwóch składników: martenzyt i/lub bainit, charakteryzuje się tym, że

stal poddaje się pełnej austenitacji, po czym

stal poddaje się hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze wyższej od temperatury Ms_1 początku przemiany martenzytycznej, a następnie

stal poddaje się częściowej austenitacji w zakresie międzykrytycznym pomiędzy temperaturą A_1 a A_3 , po czym

stal poddaje się końcowemu hartowaniu, do wytworzenia właściwej struktury wielofazowej.

Korzystnie, końcowe hartowanie prowadzi się z przystankiem izotermicznym w dolnym zakresie temperatury przemiany bainitycznej w temperaturze wyższej od temperatury Ms_2 początku przemiany martenzytycznej do wytworzenia bainitu z austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej.

Korzystnie, końcowe hartowanie prowadzi się jako hartowanie martenzytyczne do wytworzenia mikrostruktury martenzytu w osnowie ferrytycznej.

Korzystnie, końcowe hartowanie prowadzi się z szybkością większą niż krytyczna do zakresu pomiędzy temperaturą Ms_2 początku przemiany martenzytycznej a temperaturą Mf_2 końca przemiany martenzytycznej a następnie prowadzi się grzanie do temperatury powyżej

temperatury M_{s2} początku przemiany martenzytycznej i schładza do temperatury otoczenia do wytworzenia mikrostruktury martenzytycznej ze stabilnym austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej.

Korzystne skutki wynalazku

W sposobie według wynalazku wstępna obróbka cieplna, polegająca na pełnej austenitizacji i następującym po tym hartowaniu izotermicznym, ze względu na podwyższoną zawartość krzemu i/lub aluminium, powoduje rozpad struktury austenitycznej na nanometryczne lub submikronowe płytki bezwęglkowego bainitu poprzedzielane warstwami austenitu szczątkowego, co stanowi mikrostrukturę wyjściową do hartowania końcowego, dzięki czemu osiągnięte jest silne rozdrobnienie fazy ferrytycznej. Hartowanie końcowe zwiększa ten efekt poprzez przemianę fazową zachodzącą po przekroczeniu temperatury A_1 , oraz wskutek powtórnego hartowania bainitycznego lub martenzytycznego.

W rezultacie stal osiąga wysokie parametry wytrzymałościowe i plastyczne.

W sposobie według wynalazku pełna austenitizacja prowadzona jest w wysokiej temperaturze, w której następuje ujednorodnianie składu chemicznego oraz rozpuszczenie węglików. Dzięki temu możliwe jest zastosowanie sposobu do stali z dodatkami stopowymi tworzącymi węgliki stopowe, które po rozpuszczeniu powodują umocnienie roztworowe stali.

Sposób według wynalazku prowadzi do wytworzenia struktury wielofazowej, co pozwala osiągać wysokie parametry wytrzymałościowe dzięki budowie fazowej, w skład której wchodzi zawsze ferryt i austenit oraz zazwyczaj bainit lub martenzyt o silnym rozdrobnieniu. Obróbka ta może eliminować z procesów produkcyjnych konieczność stosowania końcowej obróbki plastycznej a wysokie parametry wytrzymałościowe i plastyczne można uzyskiwać w procesie obróbki cieplnej na elementach o finalnych kształtach.

Obróbka cieplna stali mająca na celu wytworzenie struktury wielofazowej pozwala osiągać wysokie parametry wytrzymałościowe dzięki budowie fazowej, w skład której wchodzi zawsze ferryt i austenit oraz zazwyczaj bainit lub martenzyt. Ziarna bainitu i martenzytu z austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej tworzą strukturę quasi-kompozytową, czyli mieszaninę faz o różnych właściwościach. Tworzenie podczas hartowania bainitu lub martenzytu, które to fazy mają większą objętość niż austenit, prowadzi

do generacji w ferrycie i austenicie szczątkowym wolnych dyslokacji, które polepszają plastyczność stali i zapobiegają pojawieniu się niejednorodności plastycznej w postaci pasm Lüdersa podczas odkształcania. Jednocześnie martenzyt i bainit, są fazami twardymi, które zwiększają wytrzymałość stali. Natomiast austenit szczątkowy, w trakcie odkształcania materiału, przemienia się w martenzyt na skutek efektu TRIP, co prowadzi do lokalnego umocnienia i opóźnienia lokalizacji odkształcania. Dzięki temu możliwe jest osiągnięcie wysokich parametrów wytrzymałościowych stali przy bardzo dużej plastyczności.

W porównaniu do obecnie stosowanych obróbek, sposób według wynalazku, prowadzi do wytworzenia struktury silnie rozdrobnionej, gdzie obszary martenzytyczne lub bainityczne są rozmiarów nanometrycznych, natomiast ferrytyczne - submikronowych. Prowadzi to do wzrostu wytrzymałości stali. W przypadku prowadzenia procesu hartowania izotermicznego w dolnym zakresie przemiany bainitycznej, powstaje bainit bezwęglkowy o nanometrycznej lub submikronowej wielkości płytek z wąskimi warstwami austenitu szczątkowego (nanobainit). Doskonałe właściwości mechaniczne nanobainitu, takie jak duża wytrzymałość przy bardzo dobrej plastyczności oraz odporności na kruche pękanie, są szeroko opisywane w literaturze. Wytworzona struktura ma postać struktury nanokompozytowej złożonej z nanokrystalicznego bainitu (α_{NB}) z austenitem szczątkowym (γ_R) w osnowie ferrytycznej (α) lub struktury nanomartenzytycznej (α'_N) z austenitem szczątkowym (γ_R) w osnowie ferrytycznej (α), albo struktury z udziałem wszystkich wymienionych faz: ($\alpha_{NB} + \alpha'_N + \gamma_R + \alpha$). Dzięki odpowiednio dobranym składom chemicznym i odpowiednim etapom sposobu poszczególne kombinacje budowy fazowej wykorzystują różne mechanizmy umocnienia, co pozwala uzyskać pożądane właściwości mechaniczne i użytkowe stali.

Sposób według wynalazku może być stosowany dla szerszej gamy gatunków stali, niż w przypadku obróbki typowej dla stali DP, CP i TRIP, która nakłada określone wymagania odnośnie składu chemicznego stali. Budowa fazowa i mikrostruktura stali, wytworzona w wyniku zastosowania opisanego sposobu obróbki cieplnej, pozwala uzyskać wysokie parametry wytrzymałościowe i plastyczne.

W porównaniu do obróbki opisaney w patencie US 8518195, sposób wg wynalazku nie wymaga wielokrotnego nagrzewania stali do temperatury nieco wyższej od temperatury granicznej austenitu i ferrytu, co jest niepraktyczne w warunkach obróbki przemysłowej.

W porównaniu do obróbki opisanej w patencie US 8940111, sposób wg wynalazku nie wymaga stosowania silnego odkształcenia plastycznego (severe plastic deformation), a więc stosowania kosztownych urządzeń do wysokotemperaturowej obróbki plastycznej.

Opis figur

Przedmiot wynalazku jest objaśniony w przykładzie wykonania na rysunku, na którym

fig. 1 przedstawia wykres z przebiegiem temperaturowym procesu obróbki cieplnej stali w funkcji czasu z końcowym hartowaniem izotermicznym prowadzącym do wytworzenia bainitu z austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej,

fig. 2 przedstawia wykres z przebiegiem temperaturowym procesu obróbki cieplnej stali w funkcji czasu z końcowym hartowaniem martenzytycznym prowadzącym do wytworzenia martenzytu z możliwym udziałem austenitu szczątkowego w osnowie ferrytycznej, a

fig. 3 przedstawia wykres z przebiegiem temperaturowym procesu obróbki cieplnej stali w funkcji czasu z końcowym niepełnym hartowaniem martenzytycznym i procesem partycjonowania węgla, prowadzącym do wytworzenia martenzytu ze stabilnym austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej.

Przykład wykonania – opis przykładu z uwzględnieniem rysunku

Sposób według wynalazku dotyczy kształtowania właściwości stali stopowych podeutektoidalnych na drodze obróbki cieplnej, które to w wyniku prowadzenia procesu obróbki cieplnej według wynalazku w swoim składzie fazowym zawierają ferryt i austenit szczątkowy oraz co najmniej jedną z dwóch faz: martenzyt lub bainit. Stale te zawierają podwyższoną zawartości krzemu i/lub aluminium, przy czym łączna zawartość krzemu i/lub aluminium mieści się w zakresie $0,8\% < (Si+Al) < 3,5\%$.

W pierwszym etapie prowadzi się pełne austenitowanie. Stal po pełnej austenitacji poddaje się hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze wyższej od temperatury Ms_1 początku przemiany martenzytycznej, w zakresie przemiany bainitycznej, a następnie prowadzi się częściowe austenitowanie w zakresie stabilności austenitu i ferrytu, czyli w zakresie międzykrytycznym, po czym poddaje się końcowemu hartowaniu, do wytworzenia właściwej struktury wielofazowej.

Końcowe hartowanie może być prowadzone, jako hartowanie z przemianą izotermiczną, ciągle (martenzytyczne) lub typu hartowanie i partycjonowanie (Q-P).

Końcowe hartowanie izotermiczne prowadzi się w temperaturze wyższej do temperatury Ms_2 początku przemiany martenzytycznej dla austenitu powstałego w zakresie międzykrytycznym.

Dla nowo powstałego austenitu spodziewany jest spadek temperatury początku przemiany martenzytycznej poniżej temperatury Ms_1 początku przemiany martenzytycznej przy pełnej austenitacji, co zostało zilustrowane na fig. 1. Wynika to ze wzrostu zawartości węgla w austenicie wytworzonym w zakresie międzykrytycznym w stosunku do zawartości węgla w austenicie po pełnej austenitacji.

Hartowanie izotermiczne powyżej temperatury Ms_1 prowadzi do wstępnego rozdrobnienia struktury poprzez przemianę bainityczną, która prowadzi do uzyskania nanometrycznej lub submikronowej struktury bezwęglkowego bainitu z austenitem szczątkowym, zaś kolejny proces, wygrzewanie w zakresie międzykrytycznym przed hartowaniem końcowym nie powoduje rozrostu mikrostruktury. W rezultacie stal osiąga wyższe parametry wytrzymałościowe i plastyczne niż po bezpośrednim hartowaniu z zakresu międzykrytycznego, bez hartowania izotermicznego z pełnej austenitacji.

Wygrzewanie (w etapie częściowego austenitowania) w zakresie międzykrytycznym mikrostruktury wytworzonej po wstępnym hartowaniu z przemianą izotermiczną, powoduje jej odpuszczenie, gdzie możliwe jest wydzielanie w ferrycie drobnodispersyjnych węglków powodujących jego umocnienie oraz tworzenie i powiększanie obszarów austenicznych. Wygrzewanie, ze względu na stosunkowo niską temperaturę, niższą od temperatury konwencjonalnej austenitacji, nie powoduje rozrostu ziaren, natomiast dalsza obróbka cieplna prowadzi do rozpadu i rozdrobnienia austenitu. W zależności od zastosowanego hartowania końcowego po wygrzewaniu w zakresie międzykrytycznym powstaje bainit z austenitem szczątkowym, martenzyt, albo martenzyt z zwiększonym udziałem austenitu szczątkowego w osnowie ferrytycznej.

Jak przedstawiono na fig. 1 końcowe hartowanie z przemianą izotermiczną, które powinno być prowadzone z szybkością większą niż krytyczna w dolnym zakresie temperatury przemiany bainitycznej, w temperaturze wyższej od temperatury Ms_2 początku przemiany

martenzytycznej i prowadzi do wytworzenia bainitu z austenitem szczytkowym w osnowie ferrytycznej

Jak przedstawiono na fig. 2 końcowe hartowanie martenzytyczne (ciągłe), które powinno być prowadzone z szybkością większą niż krytyczna, co prowadzi do wytworzenia mikrostruktury martenzytu z ewentualnym austenitem szczytkowym w osnowie ferrytycznej.

Jak przedstawiono na fig. 3, końcowe hartowanie, które powinno być prowadzone z szybkością większą niż krytyczna do zakresu pomiędzy temperaturą M_{s2} początku przemiany martenzytycznej a temperaturą M_{f2} końca przemiany martenzytycznej, po którym następuje grzanie do temperatury powyżej temperatury M_{s2} początku przemiany martenzytycznej, a następnie chłodzenie do temperatury otoczenia, prowadzi do wytworzenia mikrostruktury martenzytycznej ze stabilnym austenitem szczytkowym w osnowie ferrytycznej.

Końcowe hartowanie w sposobie według wynalazku prowadzi do wytworzenia struktur wielofazowych typu DP lub CP, w których może wystąpić efekt TRIP, a w rezultacie do uzyskania w stali niskiego współczynnika $R_{0,2}/R_m$, świadczącego o podatności na kształtowanie.

Sposób według wynalazku umożliwia rozpuszczenie węglików obecnych w stali w trakcie procesu hartowania z przemianą izotermiczną z wykorzystaniem pełnego austenitowania, bądź ich rozdrobnienie do rozmiarów, w których mogą poprawić właściwości mechaniczne stali. Umożliwia to zastosowanie tych gatunków stali, w których występuje zwiększona skłonność do tworzenia węglików wskutek zawartości pierwiastków węglilotwórczych, takich jak chrom, molibden, wanad. Z tych samych powodów możliwe jest zastosowanie szerszej gamy gatunków stali o podwyższonej zawartości krzemu i/lub aluminium, co może prowadzić do osiągnięcia zróżnicowanych i korzystnych właściwości, a zwłaszcza dużej wytrzymałości i udurości, a jednocześnie wysokiej plastyczności i ciągliwości.

Opisywanemu sposobowi wg wynalazku, zilustrowanemu na fig. 1, poddane zostały stale 35CrSiMn5-5-4, 30NiMnSiCr7-5-4-4 i 38CrAlMo6-10, które przed procesem końcowego hartowania z przemianą izotermiczną z częściowego austenitowania poddane były procesom hartowania z przemianą izotermiczną z pełnej austenitacji. W stalach tych osiągnięto wysokie parametry wytrzymałościowe R_m (901MPa, 1100MPa, 913MPa),

plastyczne Au (21,6%, 11,5%, 16%) i wysoką udarność KV (74J, 55J, 62J) - odpowiednio dla stali 35CrSiMn5-5-4, 30NiMnSiCr7-5-4-4 i 38CrAlMo6-10. Parametry te uzyskano dzięki quasi-nanokompozytowej budowie strukturalnej złożonej z nanometrycznych ziaren bainitu z austenitem szczątkowym w osnowie submikronowego ferrytu oraz niewielkiej ilości drobnodispersyjnych, sferoidalnych węglików.

Sposób według wynalazku składa się z czterech głównych etapów:

- Austenitowanie
- Hartowanie z przemianą izotermiczną
- Austenitowanie częściowe
- Hartowanie końcowe, które występuje w różnych wariantach i ma na celu utwardzenia materiału w wyniku przemiany martenzytycznej lub bainitycznej.

Trzy pierwsze etapy są kluczowe dla osiągnięcia silnego efektu rozdrobnienia struktury, natomiast ostatni etap ostatecznie nadaje właściwości materiału. Przeprowadzenie sposobu według wynalazku jest możliwe w stalach, które zawierają podwyższoną zawartości krzemu i/lub aluminium, przy czym łączna zawartość krzemu i/lub aluminium mieści się w zakresie $0,8\% < (Si+Al) < 3,5\%$.

Sposobowi wg wynalazku poddane zostały trzy gatunki stali o oznaczeniach 35CrSiMn5-5-4, 30NiMnSiCr7-5-4-4 oraz 38CrAlMo6-10 o składzie chemicznym przedstawionym w Tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny badanych stali (% mas.).

<i>Gatunek stali</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>Al</i>	<i>P</i>	<i>S</i>
<i>35CrSiMn5-5-4</i>	0,35	0,95	1,3	1,31	0,14	0,018	0,006	0,04	0,012	0,007
<i>30NiMnSiCr7-5-4-4</i>	0,30	1,13	1,04	1,03	1,63	0,04	0,01	0,03	0,018	0,015
<i>38CrAlMo6-10</i>	0,38	0,62	0,33	1,54	0,19	0,25	0,004	0,97	0,016	0,004

Dla wszystkich wymienionych gatunków stali opracowane zostały warunki częściowego austenitowania tj. wygrzewania w zakresie międzykrytycznym, które prowadziły do osiągnięcia 50% i 70% austenitu w zakresie międzykrytycznym i dla wszystkich tych gatunków stali przeprowadzono sposób według wynalazku, gdzie w końcowym etapie zastosowano zarówno hartowanie bainityczne, jak i martenzytyczne. Dla wszystkich dwunastu przeprowadzonych obróbek uzyskano efekt silnego rozdrobnienia struktury.

Poniżej opisane zostały wybrane przykłady przeprowadzonej obróbki cieplnej według wynalazku.

Przykład 1. Kształtowanie właściwości stali 35CrSiMn5-5-4

W pierwszym etapie przeprowadzone zostało pełne austenitowanie w temperaturze 900°C przez 30 minut.

W drugim etapie przeprowadzono hartowanie bainityczne izotermiczne, w którym wygrzewanie izotermiczne prowadzone było w temperaturze 310°C przez 10 minut.

Następnie, przeprowadzono etap częściowego austenitowania w temperaturze 770°C przez 60 minut i końcowe hartowanie z przemianą izotermiczną w temperaturze 300°C przez 30 minut, następnie stal chłodzona była swobodnie na powietrzu.

Etap częściowego austenitowania dla opisywanych warunków ustalił udział austenitu w zakresie międzykrytycznym zbliżony do 50%.

W efekcie przeprowadzonego sposobu nastąpiło silne rozdrobnienie struktury oraz ograniczenie udziału węglików, co bezpośrednio wpłynęło na właściwości stali. W porównaniu do próbki stali referencyjnej (tj. tej samej stali bez zastosowania wynalazku) poprawia się wskaźnik formowalności, czyli iloczyn wytrzymałości i wydłużenia ($R_m \times A$ [MPa·%]) z 12037 do 19462. Udarność (KV) wzrasta z 12J do 74J, natomiast twardość maleje z 334 HV2 do 313 HV2.

Przykład 2. P Kształtowanie właściwości stali 30NiMnSiCr7-5-4-4

W pierwszym etapie przeprowadzone zostało pełne austenityzowanie w temperaturze 930°C przez 30 minut.

W drugim etapie przeprowadzono hartowanie z przemianą izotermiczną, w którym wygrzewanie izotermiczne prowadzone było w temperaturze 360°C przez 10 minut.

Następnie, przeprowadzono etap częściowego austenityzowania w temperaturze 740°C przez 60 minut i końcowe hartowanie martenzytyczne do temperatury otoczenia z szybkością większą niż krytyczna (chłodzenie ciągłe).

Etap częściowego austenityzowania dla opisywanych warunków ustalił udział austenitu w zakresie międzykrytycznym zbliżony do 70%.

W efekcie przeprowadzonego procesu nastąpiło silne rozdrobnienie struktury oraz ograniczenie udziału węglików, co bezpośrednio wpłynęło na właściwości stali. Dla opisanego procesu osiągnięto twardość wynoszącą 506HV2.

Przykład 3. Kształtowanie właściwości stali 38CrAlMo6-10

W pierwszym etapie przeprowadzone zostało pełne austenityzowanie w temperaturze 930°C przez 15 minut.

W drugim etapie przeprowadzono hartowanie z przemianą izotermiczną, w którym wygrzewanie izotermiczne prowadzone było w temperaturze 335°C przez 10 minut.

Następnie, przeprowadzono etap częściowego austenityzowania w temperaturze 800°C przez 60 minut i końcowe hartowanie z przemianą izotermiczną w temperaturze 300°C przez 90 minut, następnie stal chłodzona była swobodnie na powietrzu.

Etap częściowego austenityzowania dla opisywanych warunków ustalił udział austenitu w zakresie międzykrytycznym zbliżony do 70%.

W efekcie przeprowadzonego procesu nastąpiło silne rozdrobnienie struktury oraz ograniczenie udziału węglików, co bezpośrednio wpłynęło na właściwości stali. Dla

opisanego procesu osiągnięto wytrzymałość $R_m = 1234\text{MPa}$, wydłużenie $A = 11,8\%$, twardość równą 390 HV2 a udarność (KV) równą 45J.

Alternatywnie, jako hartowanie końcowe stosuje się hartowanie ciągłe (martenzytyczne) lub hartowanie i partycjonowanie, znane z obróbki typu Q-P (ang. quenching and partitioning).

W wyniku przeprowadzenia etapu hartowania końcowego jako hartowania martenzytycznego powstaje mikrostruktura martenzytyczno-ferrytyczna, typowa dla stali DP. Struktura taka, ze względu na duże rozdrobnienie ziaren ferrytu i martenzytu, posiada dużą gęstość granic ziaren, co może korzystnie wpływać na podatność materiału na kształtowanie oraz na kompromis wytrzymałości i plastyczności. Taka mikrostruktura zapewnia najwyższe parametry wytrzymałościowe.

Obróbka typu Q-P prowadzi do stabilizacji austenitu, nieprzemienionego w trakcie niepełnej przemiany martenzytycznej, podczas procesu partycjonowania. W wyniku obróbki typu Q-P powstaje mikrostruktura martenzytu ze stabilnym austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej. Mikrostruktura taka, dzięki dużemu rozdrobnieniu fazy ferrytycznej i martenzytycznej oraz dzięki obecności stabilnego austenitu, może zapewnić w stali zarówno wysoką wytrzymałość i plastyczność. Materiał tak obrobiony powinien charakteryzować się zbliżonymi właściwościami do obrobionego w procesie hartowania izotermicznego, jednak sam proces jest krótszy.

Sposób według wynalazku, a w szczególności etapy hartowania ciągłego, hartowania z przemianą izotermiczną i hartowania typu QP mogą być realizowane w urządzeniach dostępnych w zakładach przemysłowych, takich jak piece próżniowe z chłodzeniem nadmuchiem sprężonego gazu, piece ze złożem fluidalnym lub kąpiele solne, w których przeprowadzana jest izotermiczna obróbka cieplna.

Sposób według wynalazku można również realizować w procesach ciągłych, jak przy produkcji blach, gdzie obrabiany element w trybie ciągłym przechodzi z pieca, w którym odbywa się austenitacja do pieca realizującego hartowanie izotermiczne.

Sposób według wynalazku prowadzi do wytworzenia w stali struktury wielofazowej nanobainitycznej z austenitem szczątkowym w osnowie ferrytycznej, albo martenzytycznej w osnowie ferrytycznej, albo martenzytycznej ze stabilnym austenitem szczątkowym w osnowie

ferrytycznej. Tak obrobione stale najczęściej znajdują zastosowanie w przemyśle samochodowym na głębokotłoczne blachy, bądź odpowiedzialne elementy konstrukcyjne. Opracowana technologia obróbki cieplnej pozwala uzyskać właściwości wymagane dla przemysłu samochodowego. Natomiast możliwość zastosowania zwykłych, powszechnie dostępnych stali, umożliwia zastosowanie obróbki na wysokowytrzymałe elementy konstrukcyjne, wymagające wysokich parametrów bezpieczeństwa.