

6. Podsumowanie

Jako cel niniejszej rozprawy obrano badania austenitycznych stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 zawierających odpowiednio 0,08 i 0,73% C, z zamiarem ustalenia mechanizmów strukturalnych, decydujących o zwiększeniu zapasu energii odkształcenia plastycznego na zimno tych stali (rozdział 3.1), po uprzednim całkowitym zakończeniu zmian struktury i przemian fazowych, towarzyszących procesom przetwórstwa poprzez odkształcenie plastyczne na gorąco lub na zimno oraz obróbki cieplnej, opisanych w pracach [38-43]. Studia literaturowe (rozdział 2.) wskazują także, że możliwe jest wykorzystanie energii odkształcenia plastycznego materiałów inżynierskich do przeciwdziałania ich uszkodzeniu, jeszcze zanim nastąpi proces ich dekohezji [36,37], co stało się podstawą badań [38,39] dotyczących określenia skłonności stali zawierających nie mniej niż 25% Mn o strukturze austenitycznej z dodatkami Al i Si, do przeciwdziałania pękaniu m.in. przez aktywizację bliźniakowania mechanicznego w trakcie odkształcenia plastycznego na zimno. Dodawanie do tych stali mikrododatków Ti, Nb i B [38,39,44-46] stwarza możliwość dodatkowego umocnienia stali przez zastosowanie obróbki cieplno-mechanicznej w procesie wytwarzania w wyniku rozdrobnienia struktury austenitu. Postawiono zatem tezę, że synergiczne oddziaływanie manganu i węgla o odpowiednio dobranych wzajemnych proporcjach, dodatków aluminium i krzemu, mikrododatków niobu i tytanu oraz warunków odkształcenia plastycznego na gorąco, zapewnia odpowiednio wysokie własności wytrzymałościowe i znaczne wydłużenie badanych stali przez rozdrobnienie struktury austenitu oraz intensyfikację bliźniakowania mechanicznego w austenicie, stanowiącego efekt TWIP (j. ang.: *TWinning Induced Plasticity*), a przez to zwiększenie zapasu energii odkształcenia plastycznego stali na zimno (rozdział 3.2). Synergiczne oddziaływanie wymienionych czynników i efektów strukturalnych w odniesieniu do wymienionych stali równocześnie wypełnia wymogi dwóch dyrektyw europejskich – jednej dotyczącej produkcji stali na żądanie, zgodnie z wynikami foresightu technologicznego Europy uzyskanymi w projektach FutMan [8] oraz ManVis [9], poprzez dostarczenie wytwórcom samochodów materiałów inżynierskich w największym stopniu pochłaniających energię podczas dynamicznego odkształcenia plastycznego na zimno, np. w trakcie wypadku drogowego, oraz drugiej dotyczącej ograniczenia liczby ofiar śmiertelnych i trwałego uszkodzenia ciała i znaczącego zwiększenia bezpieczeństwa biernego pasażerów i kierowców samochodów,

przez ograniczenie udziału energii zużywanej bezpośrednio na procesy pękania [18, 19]. Do czynników wpływających na ciągliwość pękania należą: temperatura, szybkość odkształcenia, zależność między wytrzymałością i ciągliwością materiału, i z tego względu te aspekty uwzględniono w programie badań, przyjętym w niniejszej pracy. Odpowiedni dobór składu chemicznego stali oraz procesu technologicznego, zapewnia uzyskanie struktury i zestawu własności wytrzymałościowych i plastycznych stali, ilustrowane przez wskaźniki równe iloczynowi wytrzymałości na rozciąganie i maksymalnego wydłużenia (pole pod krzywą – całka zmian naprężenia w funkcji odkształcenia jest miarą ciągliwości pękania), a relatywnie duży zapas plastyczności, zapewnia pochłanianie energii i przeciwdziała przedwczesnemu złomowi uszkodzanych elementów samochodu. Wywołanie w wysokomanganowych stalach austenitycznych mechanizmów intensywnego bliźniakowania mechanicznego, zapewniających zwiększenie zapasu energii niemające precedensu w innych stalach, umożliwia kształtowanie technologiczne elementów o skomplikowanym kształcie lub umożliwia rozładowanie energii podczas odkształcenia plastycznego z dużymi szybkościami, m.in. podczas wypadku drogowego [89-91]. Współczesne wymagania dotyczące jakości pojazdów samochodowych i innych środków transportu, odnoszą się bowiem głównie do wdrażania programów poprawy bezpieczeństwa biernego uczestników ruchu drogowego, możliwie niskiej masy samochodów i wynikającego z tego ograniczenia zużycia paliwa i związanej z tym emisji spalin do atmosfery, a także komfortu, estetyki i wielu innych aspektów. Według obecnie prezentowanych poglądów [10, 36-38], uważa się że nowe stale o strukturze austenitycznej A1, zawierające Mn w stężeniu przekraczającym 25% oraz Si i Al mogą zapewnić znaczący postęp, zwłaszcza w zastosowaniach motoryzacyjnych [89, 92-107], ponieważ praktycznie wyczerpano już możliwości jednoczesnego zwiększenia wytrzymałości i plastyczności dotyczące stali o strukturze sieciowej A2 – ferrytycznych i martenzytycznych (typu HSLA – *High Strength Low Alloy steels*, typu BH – *Bake Hardening steels*, typu IF – *Interstitial Free*, typu IS – *Isotropic Steels*, wielofazowe typu DP – *Dual Phase*, typu TRIP – *TRansformation Induce Plasticity steels*, typu CP – *Complex Phase*, typu PM – *Partially Martensitic steels* oraz typu MS – *Martensitic Steels*) [10, 51, 76-83]. Stale zawierające 22-35% Mn wykazują w pełni stabilną strukturę austenitu, a przy stężeniu większym od 25% Mn plastyczność indukowaną przez bliźniakowanie mechaniczne podczas odkształcenia plastycznego na zimno, określaną jako efekt TWIP (j. ang.: *TWinnig Induced Plasticity*). Dalsze zwiększenie stężenia Mn nie wpływa już

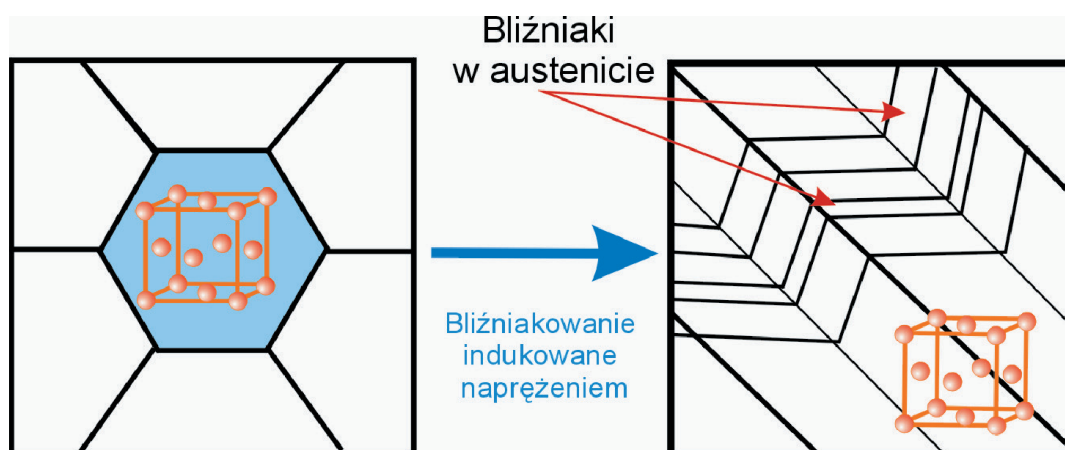
na zmianę własności plastycznych stali [151], natomiast korzystnie oddziałują równocześnie dodane do 3% Al i 3% Si [97]. Zespół zjawisk strukturalnych zachodzących w tych stalach podczas procesów technologicznych odkształcenia plastycznego na gorąco i w warunkach symulujących wypadki drogowe z odkształceniem plastycznym na zimno, decyduje o przydatności tych stali do zastosowania w przemyśle motoryzacyjnym. Wymienione przesłanki literaturowe stanowiły podstawę wyboru stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 do badań w niniejszej pracy (rozdział 4.1). Badane stale mogą być zastosowane na blachy i elementy konstrukcyjne samochodów, stanowiące odpowiednio wzmocnienia i strefy kontrolowanego odkształcenia plastycznego poszycia samochodu (karoserii), zachowujące się w kontrolowany i z góry zaprogramowany sposób, w trakcie dynamicznego odkształcenia plastycznego na zimno, występującego m.in. podczas wypadku samochodowego oraz wzmocnienia drzwi bocznych umożliwiające pochłanianie jak największej energii podczas bocznego zderzenia samochodu [34], co dotyczy również kabin samochodów ciężarowych [32]. Dlatego też w ramach niniejszej pracy wykonano próby dynamicznego rozciągania badanych stali z szybkością odkształcenia do 1000 s^{-1} , co symuluje warunki odkształcenia plastycznego podczas wypadku samochodowego.

Przyjęty program badawczy przewidywał badania wykonane na stalach doświadczalnych X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 poddanych odkształceniu plastycznemu w warunkach przemysłowych na Linii do Półprzemysłowej Symulacji walcowania oraz z użyciem Symulatora Metalurgicznego Gleeble 3800 (rozdział 4.). Wykonano badania metalograficzne metodami mikroskopii świetlnej i elektronowej skaningowej, w transmisyjnym i wysokorozdzielczym mikroskopie elektronowym, rentgenowską analizę fazową oraz badania wytrzymałościowe statyczne i próby udarowego rozciągania nowo opracowanych stali.

Cel pracy został osiągnięty. Wykazano, że w trakcie dynamicznego rozciągania z szybkością odpowiednio 250, 500 i 1000 s^{-1} zapas plastyczności, rozumiany jako energia równa całce pod krzywą zmian naprężenia w funkcji odkształcenia, w zależności od szybkości odkształcenia wynosi odpowiednio 485, 424 i 431 MJ/m^3 w przypadku stali o mniejszym stężeniu węgla X8MnSiAlNbTi25-1-3, natomiast odpowiednio 545, 528 i 574 MJ/m^3 (rys. 5.49 i 5.50) w przypadku stali X73MnSiAlNbTi25-1-3, zawierającej więcej węgla. Dla porównania, zapas plastyczności przy statycznym obciążaniu wynosi odpowiednio dla każdej ze stali 239 i 273 MJ/m^3 (rys. 5.46 i 5.47), co stanowi nie więcej niż 50% odpowiednich

wartości charakterystycznych dla rozciągania dynamicznego. Wartościom tym odpowiada wytrzymałość doraźna na rozciąganie odpowiednio 559, 709, 790, 909 MPa oraz 688, 846, 898 i 1098 MPa dla stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 i szybkości odkształcenia 0,01, 250, 500 i 1000 s⁻¹, a także wydłużenie 44, 56, 43, 48% oraz 42, 50, 36 i 38%. Zwiększenie szybkości odkształcenia, analogicznie jak zwiększenie stężenia węgla w stali od 0,08 do 0,73% sprzyja zatem umocnieniu stali i równoczesnemu obniżeniu wydłużenia (rys. 5.49).

Ustalono, że podstawową przyczyną wzrostu zapasu energii odkształcenia plastycznego na zimno w warunkach statycznych, a zwłaszcza dynamicznych jest uaktywnianie się bliźniakowania mechanicznego w przecinających się ze sobą systemach (rys. 5.23-5.39), potwierdzone w strukturze cienkich folii w transmisyjnym (rys. 5.28, 5.32-5.35, 5.37) i wysokorozdzielczym mikroskopie elektronowym (rys. 5.36) oraz metodą analizy EBSD (rys. 5.27 i 5.38). Przełomy próbek zerwanych w tych warunkach mają charakter ciągły, co potwierdzają wyniki badań fraktograficznych w skaningowym mikroskopie elektronowym (rys. 5.39). W przypadku obydwu stali nawet niewielkie wydłużenie 5 lub 10% powoduje uaktywnienie bliźniakowania, obecność wzajemnie przecinających się pasm poślizgu oraz bliźniaków odkształcenia w ziarnach austenitu i bliźniakach wyżarzania (rys. 5.23, 5.28, 5.29 i 5.30), zagęszczających się wraz ze zwiększeniem wydłużenia do 20-30% i do zerwania (rys. 5.29 i 5.31), jak również w wyniku dynamicznego rozciągania (rys. 5.32-5.34, 5.38 i 5.39). W strukturze zerwanych próbek występują ziarna wydłużone w kierunku walcowania o dużej gęstości dyslokacji z licznymi bliźniakami, zlokalizowanymi głównie w silnie odkształconych ziarnach, o przecinających się różnych systemach poślizgu (rys. 5.33, 5.35-5.39). Potwierdzono w ten sposób podstawowy mechanizm TWIP (j. ang.: *T*Wining *I*nduced *P*lasticity), związany z odkształceniem plastycznym na zimno poprzez uaktywnianie się bliźniakowania mechanicznego w przecinających się ze sobą systemach i wzajemne przecinanie się pasm poślizgu oraz bliźniaków odkształcenia w ziarnach austenitu i bliźniakach wyżarzania (rys. 6.1), którego schemat opracowano przez analogię do schematu zmian strukturalnych w stopie 50,8 at.% NiTi typu *Nitinol*, podanego w pracy [88]. Można uznać, że jest to podstawowe osiągnięcie poznawcze zawarte w niniejszej pracy, warte jednak dalszej analizy i badań, również na innych gatunkach stali o strukturze austenitycznej, zawierających ponad 25% Mn.



Rysunek 6.1. Schemat zmian struktury w związku z efektem TWIP (j. ang.: TWinning Induced Plasticity), polegającym na intensywnym bliźniakowaniu mechanicznym w austenicie podczas odkształcenia plastycznego

Wymienione własności obydwu badanych stali wskazują na możliwość i celowość ich zastosowania na elementy poszycia (karoserii) samochodów i inne elementy konstrukcyjne samochodów, które intensywnie odkształcają się w warunkach dynamicznych obciążeń zewnętrznych, co ma również miejsce podczas wypadku drogowego. Możliwe jest zatem wykorzystanie energii odkształcenia plastycznego badanych stali w tych warunkach do przeciwdziałania zerwaniu, dopóki trwa ich odkształcenie plastyczne. Weryfikuje to pozytywnie założenia koncepcji zapobiegania pękaniu elementów konstrukcyjnych i nadwozia samochodu w czasie wypadku lub kolizji drogowej, poprzez pochłanianie sporego zapasu energii wówczas wyzwalanej, na wywołanie zmian strukturalnych i przemian fazowych, przebiegających w warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego krytycznych elementów samochodu wykonanych z tych stali, zawarte w pracach [36-39]. Relatywnie duży zapas plastyczności, zapewnia pochłanianie energii i przeciwdziała przedwczesnemu złomowi uszkodzanych elementów samochodu. Mechanizmy intensywnego bliźniakowania mechanicznego, zapewniają zwiększenie zapasu energii odkształcenia plastycznego o co najmniej 50% w stosunku do innych stali, zwłaszcza o strukturze sieciowej A2 (rys. 2.22).

Znaczący wpływ na własności badanych stali poddanych rozciąganiu na zimno, wywiera wariant zastosowanej obróbki cieplno-mechanicznej podczas kształtowania technologicznego stali, które po walcowaniu na gorąco na Linii do Półprzemysłowej Symulacji walcowania poddano chłodzeniu w wodzie (A), chłodzeniu w powietrzu (B) lub wygrzewaniu

izotermicznemu w temperaturze końca odkształcenia plastycznego przez 30 s i chłodzeniu w wodzie (C). W przypadku obydwu stali najwyższe wartości zapasu energii zużywanej na odkształcenie plastyczne na zimno w warunkach statycznych odpowiednio 239 i 273 MJ/m³ dla stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 zapewnia wariant chłodzenia w wodzie (A), porównywalny z wariantem chłodzenia izotermicznego (C), odpowiednio 235 i 301 MJ/m³ (tabl. 5.2, rys. 5.47). Chłodzenie w powietrzu (B) zapewnia najniższe wartości zapasu energii zużywanej na odkształcenie plastyczne na zimno, odpowiednio 189 i 253 MJ/m³, co ma związek z maksymalnym obniżeniem wydłużenia A , np. w przypadku stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 od 44,5% po chłodzeniu w wodzie (A) do 24,5% oraz podwyższeniem odpowiednio wytrzymałości na rozciąganie R_m i umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ od 559 do 587 MPa oraz odpowiednio od 475 do 513 MPa (tabl. 5.2, rys. 5.47). W przypadku stali X73MnSiAlNbTi25-1-3 wartości własności wytrzymałościowych są wyższe już po chłodzeniu w wodzie (A), odpowiednio wytrzymałości na rozciąganie R_m do 688 MPa i umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ do 597 MPa, przy stosunkowo nieznacznym obniżeniu wydłużenia A do 42,6%, co w efekcie wpływa jednak na podwyższenie wartości zapasu energii zużywanej na statyczne odkształcenie plastyczne na zimno, odpowiednio do 273 MJ/m³ (tabl. 5.2, rys. 5.47).

Opisane zmiany własności badanych stali poddanych różnym wariantom obróbki cieplno-mechanicznej, mają ścisły związek ze zmianami w strukturze stali wywołanymi wykonaną obróbką. Po chłodzeniu w wodzie badanych stali z temperatury końca walcowania na gorąco ze stopniem odkształcenia plastycznego $\varepsilon=0,2$ (A), strukturę stanowią wydłużone w kierunku walcowania ziarna austenitu zdrowionego dynamicznie, zawierające bliźniaki wyżarzania (rys. 5.16), natomiast po chłodzeniu naturalnym w powietrzu (B), udział w strukturze stali drobnych ziarn austenitu, przede wszystkim zrekrystalizowanych statycznie lub metadynamicznie, zwiększa się do 9% (X8MnSiAlNbTi25-1-3) i do 13% (X73MnSiAlNbTi25-1-3), a po wygrzewaniu izotermicznym (C) odpowiednio do 17% (X8MnSiAlNbTi25-1-3) i do 21% (X73MnSiAlNbTi25-1-3) (rys. 5. 17).

Stan równowagi pomiędzy umocnieniem zgniotowym a dynamicznymi procesami usuwania skutków zgniotu, tj. zdrowieniem dynamicznym lub rekrytalizacją dynamiczną potwierdzony w próbach symulacji odkształcenia plastycznego na gorąco przy użyciu Symulatora Metalurgicznego Gleeble powoduje, że w każdej temperaturze badania i dla wszystkich badanych szybkości odkształcenia maksymalne naprężenie uplastyczniające stali

X8MnSiAlNbTi25-1-3 praktycznie nie zmienia się, przy czym rekryształizacja dynamiczna występuje w większym stopniu w stali X73MnSiAlNbTi25-1-3, najsilniej przy szybkości odkształcenia 10 s^{-1} i intensyfikuje się ze wzrostem temperatury (tabl.5.1 i rys. 5.1). Zakres naprężeń uplastyczniających wynosi 136-357 MPa dla stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i jest wyższy w przypadku stali X73MnSiAlNbTi25-1-3 i wynosi 130-458 MPa. Zwiększenie szybkości odkształcenia plastycznego powoduje wzrost naprężenia uplastyczniającego, przeciwnie niż temperatura, której wzrost powoduje przesunięcie maksymalnego naprężenia uplastyczniającego do mniejszych wartości odkształcenia (rys. 5.1-5.6). W ramach ośmio-etapowej symulowanej obróbki cieplno-mechanicznej występuje rekryształizacja dynamiczna oraz rekryształizacja metadynamiczna w przerwach pomiędzy poszczególnymi odkształceniami (rys. 5.7). Głównym procesem usuwającym skutki umocnienia odkształceniowego jest rekryształizacja dynamiczna, zachodząca w pierwszym i drugim etapie odkształcenia plastycznego na gorąco, oraz rekryształizacja statyczna i metadynamiczna zachodząca w przerwach między kolejnymi odkształceniami. Średnia wielkość ziarn badanych stali obrobionej cieplno-mechanicznie i chłodzonej w wodzie (A) wynosi $12,5\text{ }\mu\text{m}$ dla stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 oraz $11,1\text{ }\mu\text{m}$ dla stali X73MnSiAlNbTi25-1-3 (rys. 5.16 i 5.19) i nie ulega istotnym zmianom po chłodzeniu w powietrzu (B) (odpowiednio $11,3\text{ }\mu\text{m}$ i $13,1\text{ }\mu\text{m}$) (rys. 5.17 i 5.19). Wygrzewanie izotermiczne (C) powoduje rozdrobnienie struktury do średniej wielkości ziarn $5,8\text{ }\mu\text{m}$ i $7,7\text{ }\mu\text{m}$ w wyniku rekryształizacji statycznej lub metadynamicznej (rys. 5.18 i 5.19). Maksymalna wartość naprężenia w I etapie odkształcenia jest zbliżona do siebie niezależnie od gatunku stali i wynosi 210 i 225 MPa, a w ostatnim odpowiednio 425 i 475 MPa dla stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3. Obniżenie wartości odkształceń w kolejnych etapach procesu obróbki cieplno-mechanicznej oraz obniżenie temperatury odkształcenia powoduje, iż jedynym procesem usuwającym skutki umocnienia zgniotowego jest rekryształizacja metadynamiczna lub statyczna zachodząca w przerwach pomiędzy poszczególnymi odkształceniami (rys. 5.7 i 5.8). Analogiczne wyniki uzyskano w wyniku czteroetapowej symulowanej obróbki cieplno-mechanicznej (rys. 5.9 i 5.10), chociaż średnia wielkość ziarn jest wówczas większa niż w przypadku obróbki ośmioetapowej i po chłodzeniu w wodzie (A) wynosi 30 i $35\text{ }\mu\text{m}$ odpowiednio dla badanych stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 (rys. 5.20). Chłodzenie w powietrzu (B) sprzyja rekryształizacji metadynamicznej i wzrostowi średniej wielkości ziarna do wartości odpowiednio $39,5$ i $47\text{ }\mu\text{m}$

w zależności od gatunku stali (rys. 5.21). Wygrzewanie izotermiczne (C) powoduje znaczne rozdrobnienie struktury odpowiednio do 15,0 i 19,5 μm , gdyż rekrytalizacja statyczna i meta-dynamiczna są głównymi procesami usuwającymi skutki umocnienia odkształceniowego (rys. 5.22).

Niewątpliwie skład chemiczny stali i związany z tym skład fazowy decyduje o przebiegu zmian strukturalnych opisanych poprzednio, a zachodzących w badanych stalach podczas obróbki plastycznej i cieplno-mechanicznej oraz podczas prób symulujących warunki statyczne i dynamiczne eksploatacji wytworzonych z nich produktów, w tym elementów samochodów. Rentgenowska analiza fazowa potwierdza, że strukturę stali stanowi austenit, niezależnie od wymienionych procesów (rys. 5.11), co potwierdzają badania metalograficzne z obserwacjami struktury jednorodnego austenitu z licznymi bliźniakami (rys. 5.14), a analizy teoretyczne wskazują, że energia EBU stali o tak dobranym składzie chemicznym zapewnia tendencję do rozwoju efektu TWIP (j. ang.: *TWinnig Induced Plasticity*) (rozdział 2.3). W przypadku obróbki cieplno-mechanicznej w warunkach półprzemysłowych, jak również w wyniku symulacji procesu odkształcenia plastycznego na gorąco z wykorzystaniem symulatora oraz niezależnie od wariantu chłodzenia (A, B, C), nie zmienia się wynik badania składu fazowego obydwu stali możliwy do stwierdzenia na podstawie rentgenowskich badań dyfrakcyjnych (rys. 5.12 i 5.13). Badane stale charakteryzują się wysoką czystością metalurgiczną oraz występują w nich również dyspersyjne wydzielienia węglików (rys. 5.16 i 5.17), głównie w stali X73MnSiAlNbTi25-1-3 o wyższym stężeniu węgla, niewątpliwie mające wpływ na rozdrobnienie ziarn austenitu po różnych etapach procesu technologicznego.

Przedstawione analizy, informacje i wyniki badań dotyczące nowo opracowanych autorsko stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 wskazują, że odpowiednio dobrany skład chemiczny o wysokim stężeniu manganu i węgla w odpowiednich wzajemnych proporcjach z dodatkami aluminium i krzemu oraz mikrododatkami niobu i tytanu, odpowiednio opracowane warunki odkształcenia plastycznego na gorąco i obróbki cieplno-mechanicznej, oddziałują synergicznie zapewniając zwiększenie zapasu energii odkształcenia plastycznego stali na zimno, ich wysokie własności wytrzymałościowe i znaczne wydłużenie, w wyniku rozdrobnienia struktury austenitu oraz intensyfikacji bliźniakowania mechanicznego w austenicie w efekcie TWIP (j. ang.: *TWinnig Induced Plasticity*). Udowodniono w ten sposób postawioną tezę niniejszej rozprawy.

7. Wnioski

Na podstawie otrzymanych wyników badań oraz wykonanych analiz sformułowano następujące wnioski końcowe:

1. Udowodniono postawioną tezę pracy, wykazując, że synergiczne oddziaływanie manganu i węgla o odpowiednio dobranych wzajemnych proporcjach, bezpośrednio decydujących o przemianach fazowych zachodzących podczas odkształcenia plastycznego, dodatków aluminium i krzemu, wpływających na umocnienie roztworowe, mikrododatków niobu i tytanu oraz warunków odkształcenia plastycznego na gorąco, włącznie z możliwością zastosowania obróbki cieplno-mechanicznej, zapewnia odpowiednio wysokie własności wytrzymałościowe i znaczne wydłużenie stali typu MnSiAlNbTi25-1-3 o zróżnicowanym stężeniu 0,08 i 0,73% węgla, przez rozdrobnienie struktury austenitu oraz intensyfikację bliźniakowania mechanicznego w austenicie, stanowiącego efekt TWIP (j. ang.: *TWinning Induced Plasticity*), a przez to zwiększenie zapasu energii odkształcenia plastycznego stali na zimno.

2. Osiągnięto cel niniejszej pracy poprzez ustalenie i opis mechanizmów strukturalnych, decydujących o zwiększeniu zapasu energii odkształcenia plastycznego na zimno badanych stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3, zawierających ok. 25% Mn, ok. 1% Si, ok. 3% Al i mikrododatki Nb i Ti, o zróżnicowanym stężeniu odpowiednio 0,08 i 0,73% C, co daje podstawy do zastosowania ich w przemyśle samochodowym na blachy i elementy konstrukcyjne samochodów, stanowiące odpowiednio wzmocnienia i strefy kontrolowanego odkształcenia plastycznego, zachowujące się w kontrolowany i z góry zaprogramowany sposób, w trakcie dynamicznego odkształcenia plastycznego na zimno, występującego m.in. podczas wypadku samochodowego.

3. Zweryfikowano pozytywnie założenia koncepcji zapobiegania pękaniu elementów konstrukcyjnych i nadwozia samochodu w czasie wypadku lub kolizji drogowej, poprzez pochłanianie sporego zapasu energii wówczas wyzwalanej, na wywołanie zmian strukturalnych i przemian fazowych, przebiegających w warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego krytycznych elementów konstrukcyjnych i nadwozia samochodu wykonanych z tych stali, gdyż relatywnie duży zapas plastyczności, daje możliwości pochłaniania energii i przeciwdziałania przedwczesnemu złomowi uszkodzanych elementów samochodu, ze względu na intensywne bliźniakowanie mechaniczne w przecinających się systemach, zapewniające

zwiększenie zapasu energii zwłaszcza w warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego stali na zimno.

4. Ustalono, że podstawową przyczyną wzrostu zapasu energii odkształcenia plastycznego na zimno w warunkach dynamicznych jest uaktywnianie się bliźniakowania mechanicznego w przecinających się ze sobą systemach, nawet przy niewielkim wydłużeniu 5 lub 10%, i obecność wzajemnie przecinających się pasm poślizgu oraz bliźniaków odkształcenia w ziarnach austenitu i bliźniakach wyżarzania, zagęszczających się wraz ze zwiększeniem wydłużenia do 20-30% i do zerwania, potwierdzając podstawowy mechanizm TWIP (j. ang.: *TWinning Induced Plasticity*).

5. W trakcie dynamicznego rozciągania z szybkością odpowiednio 250, 500 i 1000 s⁻¹ zapas plastyczności badanych stali rozumiany jako energia równa całce pod krzywą zmian naprężenia w funkcji odkształcenia, w zależności od szybkości odkształcenia wynosi odpowiednio 485, 424 i 431 MJ/m³ w przypadku stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i odpowiednio 545, 528 i 574 MJ/m³ w przypadku stali X73MnSiAlNbTi25-1-3 oraz przy statycznym obciążaniu 239 i 273 MJ/m³ odpowiednio dla każdej ze stali, a zwiększenie szybkości odkształcenia plastycznego na zimno lub obniżenie temperatury badania do -70°C powoduje wzrost średniej wartości zapasu plastyczności do około 530 MJ/m³.

6. Sterując warunkami obróbki plastycznej na gorąco badanych stali X8MnSiAlNbTi25-1-3 i X73MnSiAlNbTi25-1-3 można wytworzyć strukturę austenitu zdrowionego dynamicznie, zrekrytalizowanego dynamicznie lub częściowo zrekrytalizowanego statycznie i/lub metadynamicznie, a zastosowanie obróbki cieplno-mechanicznej, polegającej na odkształceniu plastycznym na gorąco i regulowanym chłodzeniu, stwarza możliwość znacznego rozdrobienia struktury nowo opracowanych stali, zwłaszcza w przypadku wyższego stężenia węgla, uczestniczącego w procesach wydzielania dyspersyjnych węglików utworzonych z mikro-dodatkami i zapewnienie oczekiwanych własności wytrzymałościowych powyżej 500 MPa i wydłużenia większego od 45% oraz zapasu plastyczności powyżej 500 i do 300 MJ/m³ w wyniku odpowiednio dynamicznego i statycznego odkształcenia plastycznego na zimno, wyższym o 10-20% w wyniku zastosowania takiej obróbki, niż w przypadku powszechnie stosowanej dla stali tego typu zwykłej obróbki cieplnej, polegającej na ponownym nagraniu stali do temperatury przesycania i następnym chłodzeniu w wodzie, w pełnym oderwaniu od zastosowanej obróbki plastycznej.