

1. Wprowadzenie

Korzyści techniczne i ekonomiczne wynikające ze stosowania stali konstrukcyjnych niskostopowych C-Mn o wysokiej wytrzymałości grupy HSLA (High Strength Low Alloy) z mikrododatkami metali przejściowych o dużym powinowactwie do azotu i węgla, zwłaszcza Nb, Ti, V oraz metaloidów N lub B, determinują stały wzrost zapotrzebowania i rozwój tej grupy materiałów konstrukcyjnych w wielu dziedzinach techniki. Materiały te są przedmiotem zainteresowania licznych ośrodków naukowo-badawczych i przemysłowych od wczesnych lat dekady 1960÷1970. Stale mikrostopowe HSLA wytwarzane w regulowanych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco i kontrolowanego chłodzenia po odkształceniu mają już swoją bogatą bibliografię ugruntowaną w licznych materiałach konferencyjnych [1÷6], monografiach [7÷12] i publikacjach [13÷28], jak również ofertach rynkowych różnych koncernów stalowniczych i producentów wyrobów hutniczych [29÷36].

Stosowanie stali konstrukcyjnych mikrostopowych jest istotne ze względu na wyraźne zmniejszenie masy konstrukcji i poprawę wskaźników użytkowych oraz możliwość realizacji wielu wymagań wytrzymałościowych i technologicznych, których nie zapewniają stale niestopowe, jak również - niższą cenę tych materiałów w porównaniu ze stalami konstrukcyjnymi stopowymi do ulepszania cieplnego. Biorąc pod uwagę, że stale te przeznaczone są głównie na wyroby przemysłu maszynowego, stocznioowego, morskich konstrukcji platform wiertniczych i wydobywczych, urządzeń dźwigowych, systemów transportu ciekłych gazów, zbiorników ciśnieniowych, aparatów podwodnych oraz innych wysoko wyężonych elementów konstrukcji, jest oczywiste, że istotną właściwością tych stali wyróżniającą stosowane wyroby, jest ich wysoka jakość metalurgiczna, drobnoziarnista struktura oraz relatywnie wysoki poziom granicy plastyczności ($R_{p0,2} \geq 800$ MPa) przy zachowaniu zadowalającej ciągliwości i gwarantowanej odporności na pękanie w obniżonej temperaturze eksploatacji.

W ostatniej dekadzie problematyka stali mikrostopowych HSLA oraz doskonalenia ich technologii zogniskowana jest na opracowywaniu nowych gatunków stali o ultra-wysokiej wytrzymałości mechanicznej AHSS (Advanced High Strength Steel) umacnianych wydzieleniowo cząstkami faz wtórnych o wielkości 10÷100 nm oraz stosowaniu na szeroką skalę procesów termomechanicznych TMCP (Thermomechanical Controlled Processing) z kontrolowanymi warunkami odkształcenia plastycznego i zmianami mikrostruktury austenitu

podczas tego procesu, jak również podczas przemian fazowych w trakcie chłodzenia po odkształceniu wysokotemperaturowym. Korzystne efekty w zakresie mikrostruktury i własności mechanicznych nowych gatunków stali uzyskano dla bazowych stali C-Mn modyfikowanych mikrododatkami Mo-Nb-B o zawartości 0,04% C, 2,0% Mn, 0,4% Mo i 0,05% Nb (Climax Molybdenium Comp.) [37], jak również w przypadku stali z mikrododatkami Ti, Ti-Nb i Ti-Mo oraz V-Ti-N w zakresie ok. 0,1% C, 0,04% Nb, 0,20% Ti oraz 0,002÷0,153% V i 0,0110÷0,0153% N (Arcelor-Mittal France) [38]. Badane stale wykazują zwykle rozdrobnioną w skali mikronowej substrukturę bainityczną, ultra-drobnego ferrytu lub zdegenerowanego ferrytu bainitycznego względnie martenzytu odpuszczonego lub też nanostruktury bainityczno-perlityczno-ferrytyczne determinowane sekwencją przemian fazowych w warunkach kontrolowanego chłodzenia, w procesie obróbki cieplno-mechanicznej. Ponadto badania japońskich (NKK-Japan) jak i europejskich (Corus, Thyssen Stahl AG) producentów stali potwierdziły korzystne oddziaływania mikrododatków V-Mo-B w stalach szynowych o zawartości 0,15÷0,45% C, 0,7÷1,7% Mn, 0,3÷1,65% Cr, ok. 1% Si na uzyskanie mikrostruktury bainitycznej, zapewniającej szynom wyższą wytrzymałość stykowo-zmęczeniową, jak również ich większą odporność na zużycie ścierne [39]. Dotychczasowe osiągnięcia w dziedzinie rozwoju nowych gatunków stali mikrostopowych oraz ich kontrolowanych technologii termomechanicznych pozwalają na stwierdzenie, że aktualnie wytwarzane stale mikrostopowe grupy HSLA - trzeciej generacji - odpowiadają wysokim wymaganiom w zakresie wytrzymałości konstrukcyjnej i ciągliwości w temperaturze obniżonej, a mianowicie: $R_{p0,2}$ od 800 do 1000 MPa, $A \geq 20\%$ i $KV_{-40^\circ C} \geq 200J$. Analogiczna generacja stali AHSS wykazuje: R_m od 1000 do 1500 MPa oraz wskaźnik własności plastycznych $R_m \cdot A \geq 30 \text{ GPa}\%$ [40].

Istotnym czynnikiem rozwoju stali HSLA były osiągnięcia w dziedzinie fizyki ciała stałego i inżynierii materiałowej, dotyczące w szczególności mechanizmów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego oraz umocnienia metali i stopów, jak również procesów aktywowanych cieplnie - zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej oraz rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej, a także procesów dynamicznego i statycznego wydzielania faz wtórnych, najczęściej węglików i azotków wprowadzonych do stali mikrododatków stopowych [11÷14, 27, 41÷45]. Nie bez znaczenia dla dynamicznego rozwoju tych stali był niekwestionowany postęp w technologii procesów metalurgicznych wytapiania stali, ich rafinacji i ciągłego odlewania, a w szczególności wprowadzenie zintegrowanych technik

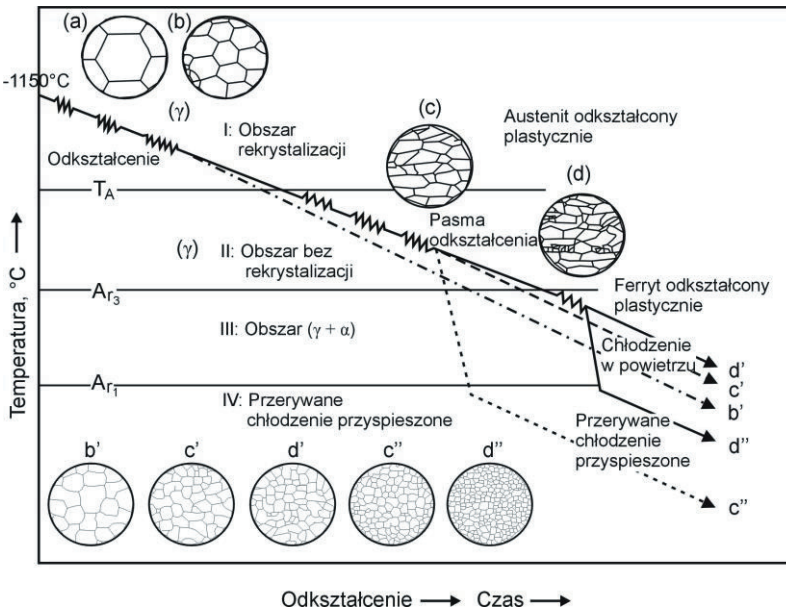
przetwórstwa wyrobów hutniczych, jak: COS (Ciągłe Odlewanie Stali) lub ZOWB (Zintegrowane odlewanie i walcowanie blach) [10, 21, 46].

W produkcji nowoczesnych stali HSLA wykorzystuje się w pełni współdziałanie składu chemicznego i czynników technologicznych decydujących o przebiegu zjawisk strukturalnych towarzyszących procesom cieplnym lub ciepłno-plastycznym. W zakresie technologii wytapiania stali wprowadzono sukcesywnie szereg korzystnych innowacji polegających na odtlenianiu stali stopami kompleksowymi, argonowaniu stali, odlewaniu stali z kadzi o wyłożeniu zasadowym, wiązaniu azotu przez dodatek Al, Ti, Nb i Zr, a także wydzielaniu azotków w postaci drobnodispersyjnych wydzieleni oraz odsiarczaniu w specjalnych konwertorach za pomocą CaC_2 [10].

Szczególne znaczenia w technologii stali mikrostopowych nabiera przeróbka plastyczna na gorąco, a zwłaszcza kontrolowana *obróbka ciepłno-plastyczna* (OCP), której zadaniem jest kształtowanie geometrii, jak i wymaganych własności mechanicznych wyrobów stalowych poprzez sterowanie zmianami strukturalnymi na etapach procesu technologicznego. Znajomość parametrów procesu odkształcenia plastycznego na gorąco i ich oddziaływania na strukturę dyslokacyjną stali stanowi podstawę projektowania nowoczesnych technologii wytwarzania wyrobów hutniczych o wysokiej wytrzymałości metodami rekrytalizacji sterowanej oraz *wysokotemperaturowej obróbki ciepłno-plastycznej* (WOCP). W przypadku *regulowanego walcowania* (RW) istotne jest obniżenie temperatury nagrzewania wsadu, stosowanie określonych gniotów w kolejnych przepustach i przyspieszenie chłodzenia wyrobów po walcowaniu wykańczającym. Stosowane są różne odmiany walcowania regulowanego z przyspieszonym chłodzeniem wyrobów do temperatury poniżej A_{r3} - po zakończeniu walcowania wstępnego lub po walcowaniu wykańczającym z następnym chłodzeniem na powietrzu (rys. 1.1) [47]. Podczas przyspieszonego chłodzenia z temperatury końca walcowania następuje jednoczesne zarodkowanie ziarn ferrytu na granicach ziarn γ , pasmach odkształcenia i innych defektach sieciowych oraz zdrowienie i rekrytalizacja statyczna odkształconego ferrytu. W efekcie tych zabiegów uzyskuje się hamowanie procesu rekrytalizacji odkształconego austenitu, a otrzymane w wyniku jego przemiany drobne ziarno ferrytu zapewnia odpowiednio wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne. Podobne efekty jak przy regulowanym walcowaniu uzyskuje się w wyniku obróbki ciepłno - plastycznej.

Proces ten stwarza jednak większe trudności technologiczne. W przypadku obu technologii obecność w stali mikrododatki Al, V, Ti, Nb oraz N, tworzących trudno rozpuszczalne

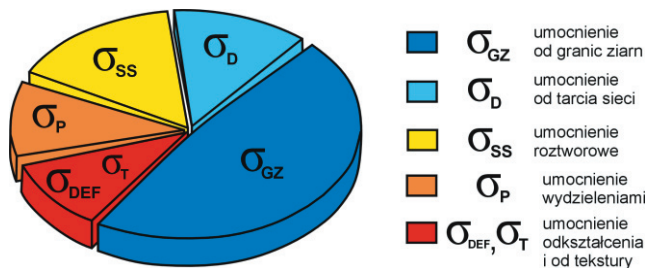
wydzielenia dyspersyjne, wpływa na opóźnienie procesu rekrytalizacji i hamowanie rozrostu ziarn austenitu, oddziałując tym samym na wzrost umocnienia i obniżenie temperatury przejścia w stan kruchy (T_{pk}). Często stosowaną operacją technologiczną dla stali o wysokiej wytrzymałości jest również *umacnianie cieplne* polegające na przyspieszonym chłodzeniu stali bezpośrednio z temperatury walcowania na gorąco. Jest to metoda ekonomiczna, zapewniająca jednak niższe własności plastyczne stali w porównaniu z regulowanym walcowaniem [11].



Rysunek 1.1. Schemat wpływu przyspieszonego chłodzenia w procesie walcowania regulowanego na strukturę niskowęglowych stali mikrostopowych [47]

Skład chemiczny i zmiany mikrostrukturalne stali HSLA podczas przeróbki plastycznej na gorąco są podstawowym źródłem zróżnicowania własności mechanicznych gotowych wyrobów. Kształtowanie własności mechanicznych w tej grupie materiałów odbywa się zarówno przez wywołanie odpowiednich mechanizmów umocnienia, jak też drogą doboru właściwego składu fazowego stali. Ze względu na wysokie wymagania eksploatacyjne istotnym problemem jest uzyskanie optymalnych własności mechanicznych, a mianowicie: wysokiej wytrzymałości konstrukcyjnej ($R_{p0,2}$ i R_m) przy zadowalającej plastyczności i ciągliwości (A , Z , KC) oraz gwarantowanej odporności na kruche pękanie (K_{Ic} , T_{pk}) w obniżonej temperaturze eksploatacji. W kształtowaniu własności mechanicznych stali

mikrostopowych istotną rolę odgrywają wydzielenia faz wtórnych międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrodotatków stopowych z węglem i azotem, a więc węgliki i azotki oraz produkty ich wzajemnej rozpuszczalności - węglikoazotki. Fazy te spełniają między innymi rolę inhibitorów rozrostu ziarna austenitu. Stabilność węglikoazotków zależy głównie od ich składu chemicznego, natomiast temperatura ich rozpuszczania może się zmieniać w szerokim przedziale. Znajomość podstawowych danych termodynamicznych analizowanych związków umożliwia wykorzystanie ich do uzyskania w procesach technologicznych przeróbki plastycznej na gorąco zróżnicowanych efektów strukturalnych, takich jak: sterowanie wielkością ziarna austenitu nieodkształconego przez nierozpuszczone cząstki wydzieleni, oddziaływanie na kinetykę rekrytalizacji i przemiany fazowe poprzez pierwiastki rozpuszczone w roztworze γ oraz wydzielenia, jak również umocnienie wydzieleniowe w niższej temperaturze procesu walcowania wykańczającego, wywołane stanem drobnodispersyjnych wydzieleni węglikoazotków. Stale mikrostopowe HSLA o strukturze ferrytyczno-perlitycznej uzyskują swoje, relatywnie wysokie, własności wytrzymałościowe dzięki rozdrobnieniu ziarna oraz umocnieniu wydzieleniowemu.



Rysunek 1.2. Udział mechanizmów umocnienia w konstytuowaniu granicy plastyczności stali HSLA odkształconej w temperaturze $1000^{\circ}C$ z $\epsilon=0,25$ i $\dot{\epsilon}=2s^{-1}$ [12]

Natomiast analogiczne własności tej grupy stali do ulepszania cieplnego, o strukturze odpuszczonego martenzytu, zależą głównie od umocnienia wywołanego rozdrobnieniem pierwotnego ziarna austenitu, umocnienia wydzieleniowego oraz od przemian fazowych typu martenzytycznego, jak również rozpadu przechłodzonego roztworu metastabilnego α' . Określenie udziału ilościowego poszczególnych składowych umocnienia w konstytuowaniu własności wytrzymałościowych, przykładowo wskaźnika plastyczności ($R_{p0,2}$) stali mikrostopowych poddanych różnym operacjom obróbki cieplno-plastycznej na gorąco jest

skomplikowane i często niejednoznaczne (rys. 1.2) [48]. Kontrolowanie mechanizmów umocnienia wymaga obecnie coraz częściej przeprowadzenia analizy wieloskalowej i modelowania ze wspomaganiami komputerowym.

Analiza *mechanizmów umocnienia* stali HSLA pozwala na stwierdzenie, że najbardziej istotne to [11, 12, 41]:

- umocnienie od granic ziarn
- umocnienie roztworowe przez zniekształcenie sieci oraz:
 - atomy międzywęzłowe przemieszczane dyfuzją kanalikową do rdzeni (linii) dyslokacji,
 - atomy substytucyjne blokujące ruch dyslokacji,
- umocnienie odkształceniowe przez:
 - oddziaływanie przemieszczających się dyslokacji z dyslokacjami lasu w płaszczyźnie poślizgu,
 - oddziaływanie granic niskokątowych substruktury oraz ścianek komórek dyslokacyjnych,
 - utworzenie tekstury odkształcenia,
- umocnienie cząstkami faz obcych w wyniku:
 - wydzielania faz wtórnych z roztworów przesyconych (umocnienie wydzieleniowe),
 - obecności faz dyspersyjnych pierwotnych wprowadzonych do stali technologią odlewania, metalurgii proszków, itp. (umocnienie dyspersyjne).

Aktualnie coraz częściej wymagane własności mechaniczne uzyskuje się w wyniku oddziaływania różnych mechanizmów umocnienia oraz wykorzystania odpowiedniego składu fazowego stali. Efektywność poszczególnych mechanizmów umocnienia determinowana jest składem chemicznym stali oraz parametrami procesu technologicznego obróbki cieplno-plastycznej.

Zmiany strukturalne zachodzące w materiałach odkształconych plastycznie na gorąco najlepiej ilustrują *krzywe naprężenie-odkształcenie* wyznaczone w różnych próbach mechanicznych, najczęściej skręcania lub ściskania wysokotemperaturowego przy zadanej, stałej temperaturze i prędkości odkształcenia [11, 12, 25]. Wyznaczone krzywe σ - ϵ charakteryzują zmiany naprężenia płynięcia (σ_p), początkowo na etapie *umocnienia* materiału, następnie - zrównoważenia tego etapu procesami *dynamicznego zdrowienia* lub *dynamicznej rekrytalizacji* - aż do uzyskania stałej lub cyklicznie zmieniającej się wartości σ_p na etapie ustalonego płynięcia [49÷52].

Mikrostruktura austenitu w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia stali HSLA kształtowana jest ponadto w wyniku oddziaływania mikrodotatków stopowych. Efekt tych oddziaływań wpływa istotnie na przebieg krzywych $\sigma - \epsilon$ oraz kinetykę zmian strukturalnych zachodzących po odkształceniu plastycznym w procesie *rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej* [15, 44, 45, 53÷55]. Mikrodotatki w stalach HSLA mogą być również przyczyną *zaniżenia odkształcalności na gorąco*, szczególnie w stalach C-Mn-Nb-Al, w zakresie 750÷850°C [56÷59]. Jest ona wywołana dynamicznym wydzielaniem węglików i azotków lub węglikoazotków, takich jak: NbC, AlN, Nb(C,N) w austenicie przy niewielkiej prędkości odkształcenia, szczególnie na granicach ziarn. Mechanizm takiego wydzielania prowadzi do powstawania przełomu międzykrystalicznego (kruchości międzykrystalicznej), a tym samym znacznego pogorszenia plastyczności stali na gorąco. Należy zaznaczyć, że zjawisko to nie jest znamienne tylko dla stali mikrostopowych z Nb. Obecność jego stwierdzono również w innych stopach żelaza i metali nieżelaznych [60÷64]. Niemniej w stalach mikrostopowych Nb znany jest jako jeden z pierwiastków stopowych podwyższających podatność do pęknięcia na gorąco wlewków lub kęsisk odlewanych w sposób ciągły (COS) podczas ich walcowania na gorąco. Mechanizm pęknięcia powierzchniowego wlewków lub kęsów analizowano zwykle w odniesieniu do wydzielania węglikoazotków [56÷59], eutektyki Fe-NbC na granicach ziarn austenitu [65], wydzielania cienkiej warstewki ferrytu na granicach ziarn γ [56, 61] i rozrostu ziarn austenitu podczas procesów krzepnięcia i późniejszego chłodzenia [60]. Stwierdzono, że plastyczność na gorąco stali może być w znacznym stopniu poprawiona przez wstępne odkształcenie podczas chłodzenia lub poprzez rozdrobnienie ziarn w procesie rekrytalizacji. Efekt ten jest jednak trudny do uzyskania w przypadku gruboziarnistych struktur fazy γ typowych dla ciągłego odlewania stali [59]. Częstą przyczyną obniżonej ciągliwości stali mikrostopowych z Nb walcowanych sposobem regulowanym w temperaturze poniżej A_{r3} są rozwarstwienia inicjowane kruchym pękaniem dużych kolonii perlitu otoczonych siatką ziarn ferrytu o orientacji bliskiej $\{100\} \langle 011 \rangle$. Utworzone pęknięcia międzyfazowe na kruchych cząstkach drugiej fazy w takich warunkach walcowania mogą się łatwo rozprzestrzeniać tworząc rozwarstwienia równoległe do płaszczyzny walcowania [66].

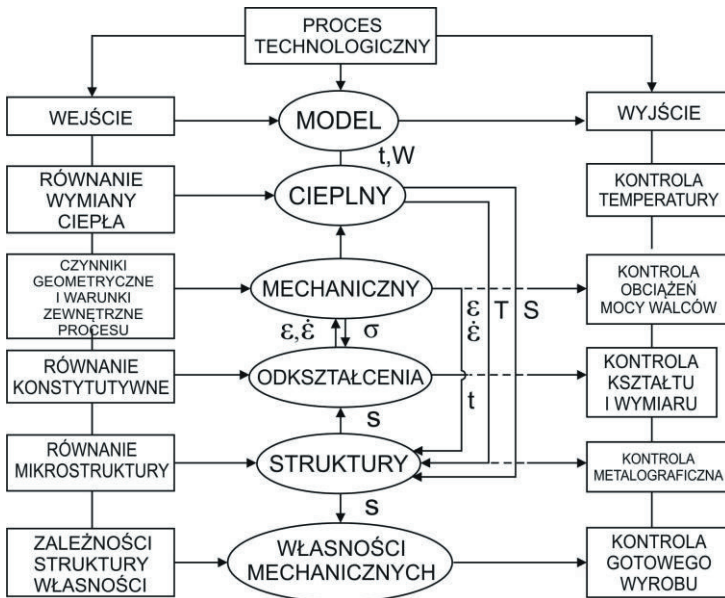
Zjawisko obniżonej plastyczności stali HSLA może być również determinowane występowaniem kawitacji i segregacji międzykrystalicznej atomów domieszkowych i zanieczyszczeń oddziałujących w złożony sposób na plastyczność stali w przypadku różnej wielkości pierwotnego ziarna austenitu. Badania wysokowytrzymałych stali grupy HSLA

o strukturze martenzytycznej [67] wykazały, że analizowane w stalach Ni-Cr-Mo-V mikrodotadki Cu o stężeniu 0,22% i zanieczyszczeń P na poziomie 0,025% i 0,053%, z jednej strony hamowały rozrost ziarn γ podczas austenitizacji powyżej 1400K na skutek segregacji tych pierwiastków na granicach pierwotnych ziarn austenitu i tym sposobem skutecznie tłumili zarodkowanie mikropustek na tych granicach, zapewniając przełom międzykrystaliczny ciągliwy. Natomiast z drugiej strony, po austenitizowaniu w zakresie temperatury 1173÷1400K ziarna austenitu o wielkości ok. 30 μm wykazywały tendencję do tworzenia kawitacji międzykrystalicznych, szczególnie w przypadku większej zawartości P w stali. Stwierdzono ponadto, że wyznaczona w próbach rozciągania na gorąco, w zakresie temperatury 773÷923K, temperatura pośredniej kruchości wynosi dla tych stali ok. 875K i istotnie zależy od pierwotnej wielkości ziarna austenitu.

Złożony przebieg zmian procesów mikrostrukturalnych austenitu zachodzących podczas odkształcenia plastycznego na gorąco narzuca konieczność optymalizacji parametrów technologicznych przeróbki plastycznej i obróbki cieplno-mechanicznej. Jedną z najbardziej efektywnych metod optymalizowania tych parametrów, jak również weryfikacji składu chemicznego stali jest obecnie *modelowanie matematyczne* [9, 19÷28]. Najważniejszą zaletą metody modelowania jest ilościowy opis procesów fizycznych oddziałujących podczas przeróbki plastycznej na kształtowanie mikrostruktury i własności mechaniczne gotowych wyrobów hutniczych. Opis ten umożliwia dokładną analizę wpływu różnych czynników materiałowych i procesowych na różnych etapach procesu technologicznego, zapewniając tym samym możliwość oceny i przewidywania pożądanych własności eksploatacyjnych gotowych produktów. Początkowo modelowanie stosowano wyłącznie do obliczania parametrów siłowych procesu, następnie do wyznaczania oporu odkształcenia jako funkcji temperatury i prędkości odkształcenia. Kolejnym etapem w rozwoju modelowania procesów przeróbki plastycznej było określenie wpływu parametrów procesowych na rozwój mikrostruktury. W tym celu wykorzystano zarówno modelowanie fizyczne w próbach mechanicznych, głównie skręcania i spęczania, jak też możliwości teoretycznego określania zmian strukturalnych [9].

Istotnym przełomem w dziedzinie modelowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco było zastosowanie *metody elementów skończonych (MES)* umożliwiającej ściśle modelowanie zjawisk mechanicznych, cieplnych i strukturalnych. W ostatnich latach zaznacza się coraz większe zainteresowanie dziedziną badań modelowych, szczególnie procesów cieplno-mechanicznych i ewolucji mikrostruktury (rys. 1.3) nie tylko zagranicznych ośrodków

naukowo-badawczych [27, 69÷79]. Interesującym osiągnięciem krajowym jest opracowanie kompleksowego modelu matematycznego zmian mikrostrukturalnych podczas nagrzewania, przeróbki cieplno-plastycznej i chłodzenia stali szynowych o strukturze perlitycznej [21].



Rysunek 1.3. Schemat modelowania przemysłowych procesów przeróbki plastycznej na gorąco z opisem czynników procesowych: S -mikrostruktura, t -czas, T -temperatura procesu, ϵ -odkształcenie ekwiwalentne, $\dot{\epsilon}$ -prędkość odkształcenia, σ -naprężenie płynięcia, W -parametry odkształcenia [27]

Ewolucje mikrostruktury oparto w nim na klasycznym podejściu, ujętym przez C.M. Sellarsa i wsp. [27] z Sheffield Univeristy, którego istotą jest powiązanie parametrów odkształcenia wysokotemperaturowego ze stanem kształtowania mikrostruktury austenitu podczas przeróbki cieplno-plastycznej. Model uwzględnia rozrost ziarna austenitu podczas nagrzewania stali, rekrytalizacji dynamicznej i metadynamicznej oraz rekrytalizacji statycznej, jak również opis procesów statycznego zdrowienia substruktury dyslokacyjnej.

W modelu przemiany perlitycznej zastosowano zależność Zener-Hillerta na okres inkubacyjny oraz znaną zależność Johnsona-Mehla-Avramiego do opisu kinetyki tej przemiany. Modele zmian strukturalnych wprowadzono do komputerowych programów symulujących metodą MES procesy płynięcia plastycznego i transportu ciepła podczas prób spęczania próbek osiowosymetrycznych [80].

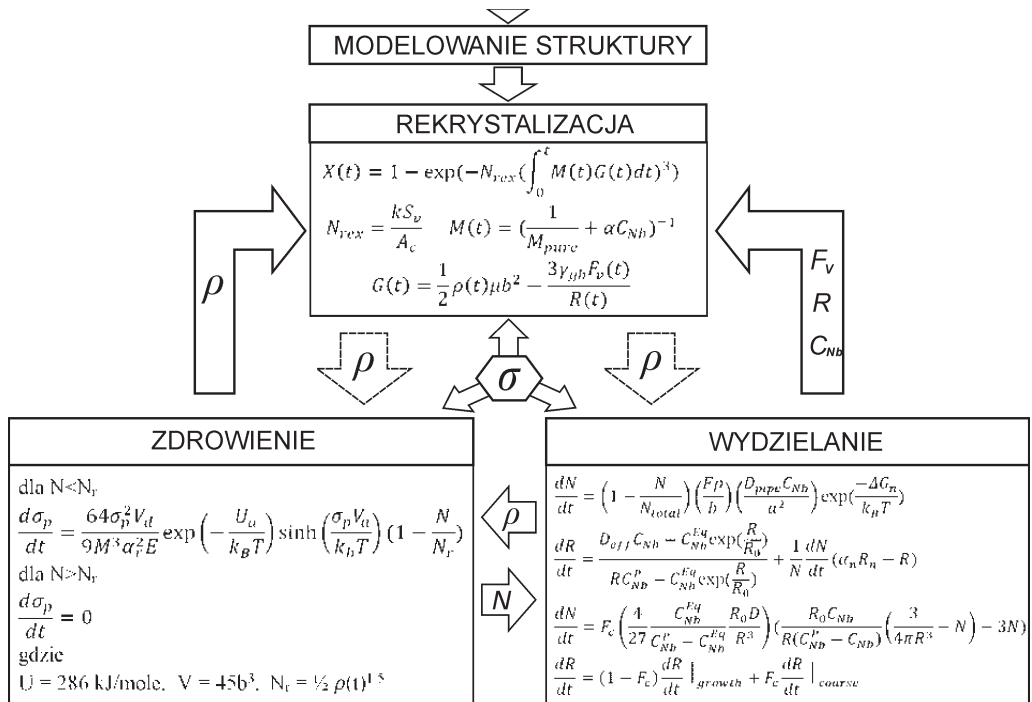
Weryfikację modelu ewolucji mikrostruktury przeprowadzono w próbach laboratoryjnego walcowania płaskowników oraz przemysłowego walcowania prętów i szyn z badanej stali.

Istotnym osiągnięciem ostatniej dekady modelowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco jest tworzenie kompleksowych modeli opisujących łącznie większość elementarnych modeli zjawisk fizycznych istotnych dla konstytuowania żądanej mikrostruktury i własności mechanicznych gotowych wyrobów (rys. 1.4) [81]. Prezentowana koncepcja modelowania mikrostruktury uwzględnia łącznie trzy podstawowe modele konkurujących ze sobą zjawisk strukturalnych, obecnych podczas odkształcania wysokotemperaturowego analizowanych stali mikrostopowych C-Mn-Nb, a mianowicie: zdrowienia, rekrytalizacji i wydzielania, podkreślając jednocześnie wzajemne uwarunkowania i zależności między poszczególnymi zmiennymi. Na schemacie (rys. 1.4) zaznaczono również linią przerywaną oddziaływania, które nie są jeszcze uwzględnione w prezentowanym modelu. Wyniki ilościowe uzyskane na podstawie przyjętego modelu wykazały dobrą korelację z wynikami licznych prac eksperymentalnych dotyczących stali mikrostopowych z Nb. Niemniej, w przyszłości - należałoby jeszcze udoskonalić przedstawiony program modelowania w zakresie: opisu zależności temperaturowej zdrowienia, uwzględnienia możliwości dynamicznego wydzielania na etapie wstępnego odkształcania przed rozpoczęciem procesu rekrytalizacji statycznej, jak również podania bardziej rozwiniętego opisu wpływu struktury dyslokacyjnej, wyrażonej dotychczas tylko pojedynczym parametrem ρ - gęstości dyslokacji, na kinetykę wydzielania statycznego w trakcie wytrzymania izotermicznego po odkształceniu wysokotemperaturowym. Przytoczone ograniczenia modelowania nie stanowią jednak barier nie do pokonania. Należy zatem spodziewać się dalszego postępu w rozwoju modeli szczegółowych analizowanych procesów przeróbki cieplno-plastycznej.

Nowoczesne stale mikrostopowe coraz częściej projektowane są w aspekcie uzyskania odpowiednich charakterystyk umocnienia i ciągliwości w funkcji temperatury, zapewniających żądane własności mechaniczne gotowych wyrobów w procesie wytwarzania i w warunkach ich eksploatacji. Oczekuje się od nich również w szczególnych przypadkach zastosowań, na przykład w motoryzacji - zdolności do pochłaniania dużych energii odkształcania plastycznego.

Aktualnie w procesie projektowania i doborze stali HSLA wykorzystuje się standardowo nowoczesne narzędzia i metody modelowania oraz wspomaganie komputerowego liczenia obliczeń numerycznych umożliwiających, w większym stopniu niż dotychczas, uwzględnienie podstaw fizycznych procesów strukturalnych dla określenia lub zoptymalizowania związków

konstrytuwnych. Niemniej odczuwalnym mankamentem wielu opracowań modelowych jest najczęściej brak rozwiązania wieloskalowego, łączącego obserwacje w skali masywnej (makro) ze strukturą opisywaną w mikro lub nano-skali. W wielu przypadkach stosowaną praktyką badań modelowych jest bezpośrednia adaptacja istniejących już modeli do analizy nowo opracowanych materiałów lub rozwiązywania bieżących zadań materiałowych, co w konsekwencji prowadzi do braku zgodności obliczeń modelowych i danych fizycznych.



Rysunek 1.4. Kompleksowy model zmian mikrostruktury austenitu stali mikrostopowej C-Mn-Nb odkształczanej na gorąco [81]

Należy zaznaczyć, że przytoczone problemy modelowania są aktualnie przedmiotem intensywnych badań z uwagi na dalej nie malejące zainteresowanie grupą konwencjonalnych stali HSLA, jak również rozwijaną intensywnie w ostatnich latach grupą nowoczesnych stali o wysokiej wytrzymałości AHSS (Advanced High Strength Steel) takich jak: stale ferrytyczno-martenzytyczne DP (Dual Phase), stale wielofazowe typu CP (Complex Phase), stale TRIP (Transformation Induced Plasticity), stale wysokomanganowe typu TWIP (Twinning Induced Plasticity) oraz stale

martenzytyczne Mart (Martensite). Znane są one też jako stale ultrawytrzymałe UHSS (Ultra-High Strength Steel) o granicy plastyczności w zakresie od 600 do 1200 MPa [8, 82].

Analiza studialna większości prac na temat zjawisk strukturalnych zachodzących w procesach wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali mikrostopowych wskazuje jednoznacznie na złożony (konkurencyjny i synergiczny) charakter oddziaływań odpowiednich mechanizmów umocnienia, rekrytalizacji i wydzielania faz międzywęzłowych węglików i azotków wprowadzonych do stali mikrododatków pierwiastków stopowych w badanych technologiach przeróbki plastycznej na gorąco. Synergiczne oddziaływanie tych mechanizmów na strukturę odkształconego plastycznie austenitu stanowi również podstawę przyjętej tezy prezentowanej rozprawy (Rozdział 3). Analiza danych literaturowych wskazuje, że mimo licznych badań wymienionych mechanizmów zmian strukturalnych austenitu odkształconego na gorąco najwięcej kontrowersji wzbudza proces zarówno dynamicznego jak i statycznego wydzielania faz międzywęzłowych, jego kinetyka i identyfikacja fazowa jakościowa i ilościowa, a także modelowanie matematyczne i strukturalne oraz symulacja fizyczna. Weryfikacji doświadczalnej wymagają również optymalizowane modelowo parametry walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [240E ze stali konstrukcyjnej mikrostopowej C-Mn-Nb [83÷86].

Celem głównym niniejszej pracy jest zatem określenie wpływu badanych parametrów odkształcenia wysokotemperaturowego na stan strukturalny i fazowy austenitu wybranych stali mikrostopowych w próbach plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Integralnym celem rozprawy jest również próba modelowania matematycznego i strukturalnego oraz symulacji fizycznej procesu rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, w szczególności procesu wydzielania statycznego faz międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrododatków pierwiastków stopowych w oparciu o analizę termodynamiczną stanu wydzieleni i kinetykę wydzielania statycznego, w funkcji temperatury i wielkości odkształcenia stosowanego w dwustopniowych próbach odkształcenia przerywanego. Praktycznym celem badań jest doświadczalna weryfikacja symulowanych wariantów walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [240E wytwarzanych z analizowanej stali mikrostopowej w warunkach przemysłowych.

Osiągnięcie celu pracy wymaga przeprowadzenia niezbędnych badań, jak również zastosowania odpowiednich metod badawczych w zakresie:

- prób mechanicznych skręcania i ściskania na gorąco wybranych stali mikrostopowych,

- wyznaczenie kinetyki procesów rekrytalizacji statycznej (krzywe RTT) i wydzielania statycznego (krzywe PTT) metodą sekwencyjnego skręcania na plastometrze skrętnym i metodą relaksacji na symulatorze termomechanicznym Gleeble,
- badań metalograficznych morfologii wydzielen i struktury dyslokacyjnej austenitu odkształconego plastycznie oraz zrekrystalizowanego dynamicznie i statycznie w stanie po przemianie $\gamma \rightarrow \alpha'$, jak również struktury otrzymanej w wyniku przemiany perlitycznej,
- identyfikacji wydzielen izomorficznych węglików i azotków lub węglikoazotków Nb i Ti metodą dyfrakcji rentgenowskiej i elektronowej,
- analizy stereologicznej i mikroanalizy składu chemicznego wydzielen,
- modelowania matematycznego i strukturalnego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji dynamicznej oraz kinetyki rekrytalizacji i wydzielania statycznego,
- symulacji fizycznej procesu walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych [240E w warunkach przemysłowych,
- weryfikacji doświadczalnej optymalnych parametrów walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [240E na podstawie analizy ich struktury i własności mechanicznych po walcowaniu na gorąco.

Badania przeprowadzono na wybranych stalach mikrostopowych grupy HSLA o strukturze ferrytyczno-perlitycznej oraz stalach o strukturze perlitycznej, pochodzących z wytopów przemysłowych. Wybór stali do badań uwzględniał zróżnicowanie składu chemicznego oraz możliwość przeprowadzenia selektywnej analizy oddziaływania mikrodotatków Nb, V, Ti, B, N oraz zmiennej zawartości Cr i Si na strukturę i własności mechaniczne badanych stali zarówno w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również po jego zakończeniu podczas chłodzenia i przemiany perlitycznej. W grupie stali HSLA do badań wytypowano stale C-Mn-Nb o zawartości węgla w zakresie 0,15÷0,19% i Nb ok. 0,04%; stale C-Mn-Nb o stężeniu azotu do ok. 0,007%; stale C-Mn-Nb-V-N o zawartości V ok. 0,05%; stale C-Mn-Nb-V-Ti-N o zawartości ok. 0,004% Ti i stale C-Mn-Nb-Ti z podwyższoną zawartością Cr do ok. 0,56% i Si do ok. 0,63% przy zachowaniu stężenia Nb ok. 0,03% i Ti ok. 0,11%. Natomiast w grupie stali mikrostopowych o strukturze perlitycznej do badań wybrano stale niestopowe C-Mn o zawartości ok. 0,7% C i ok. 1,2% Mn, jako stale porównawcze dla stali mikrostopowych typu: C-Mn-V o zawartości wanadu ok. 0,1%; stale

C-Mn-V-N o stężeniu azotu ok. 0,008%; stale C-Mn-V-B o stężeniu boru 0,008% oraz stale C-Mn-Ti-N o zawartości 0,02% Ti i 0,0015% N i stale C-Mn-Ti-B-N o stężeniu 0,002% B oraz zbliżonej zawartości Ti i N odpowiednio 0,02% i 0,0024%. Dodatkowo w grupie stali mikrostopowych perlitycznych do badań użyto stali C-Mn o podwyższonym stężeniu pierwiastków stopowych Cr do ok. 0,9% i Si do ok. 0,8% oraz na bazie tego składu chemicznego - stali z mikrododatkiem niobu (0,02%) i stali z mikrododatkiem wanadu (0,09%).

Problematykę badawczą procesów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, jak również procesów wydzielania faz wtórnych międzywęzłowych autor rozprawy rozwijał głównie w odniesieniu do stali konstrukcyjnych mikrostopowych grupy HSLA, praktycznie od zakończenia dysertacji doktorskiej w roku 1981 [87]. Badania metaloznawcze obejmowały głównie określenie wpływu czynników technologicznych na odkształcalność badanych stali w procesie obróbki cieplno-plastycznej na gorąco [88÷98], jak również na ich strukturę [99÷104], własności mechaniczne oraz odporność na kruche pękanie w obniżonej temperaturze eksploatacji [105÷107]. Istotną część badań dotyczy wpływu parametrów technologicznych procesów przeróbki plastycznej na gorąco, na strukturę i własności użytkowe gotowych wyrobów hutniczych [85, 86, 91, 96÷98]. Badania prowadzono głównie dla potrzeb przemysłu hutniczego (K.M. Huta Katowice [108÷112], Huta Częstochowa [113, 114]) we współpracy z Instytutem Metalurgii Żelaza w Gliwicach [115, 116]. Prace własne autora rozprawy obejmują głównie zagadnienia odkształcenia plastycznego i umocnienia stali w procesach przeróbki plastycznej na gorąco [117÷121], jak również zjawiska aktywowane cieplnie - zdrowienia oraz rekrytalizacji dynamicznej i statycznej [122÷127]. Odbyte staże naukowo-badawcze w trakcie realizacji rozprawy, szczególnie w takich ośrodkach uczelnianych jak: Ecole Nationale Supérieure des Mines w Saint-Etienne - Francja (1985), Technische Hochschule w Magdeburgu - Niemcy (1986) oraz Instytutach naukowo badawczych: Instytucie Metali Nieżelaznych (1998) i Instytucie Metalurgii Żelaza (1991) w Gliwicach - umożliwiły głównie weryfikację wiedzy i doświadczeń w zakresie nowoczesnych technik badawczych, jak również okazały się pomocne w zakresie realizacji części eksperymentów specjalistycznych prezentowanej rozprawy. Prace naukowo-badawcze oraz publikacje powiązane z rozprawą ujęto w bibliografii [83÷127].