

6. Podsumowanie i wnioski

Czynniki procesu wysokotemperaturowego umocnienia odkształceniowego i rekrytalizacji determinują w zasadzie uzyskany stan strukturalny i termomechaniczny większości materiałów metalicznych przerobionych sposobem ciepło-plastycznym. Związany z odkształceniem plastycznym dyslokacyjny mechanizm umocnienia metali i stopów jest nadal przedmiotem szczegółowych analiz, zarówno w zakresie teoretycznym, jak i badań eksperymentalnych. Istnieje wiele opracowań teoretycznych [12, 240] opisujących proces umocnienia odkształceniowego, które ugruntowują aktualnie akceptowane modele. Ustalone związki występujące między stanem termomechanicznym, a parametrami mikrostruktury w skali makro pozwalają na modelowanie wieloskalowe zjawisk i procesów mikrostrukturalnych badanych materiałów poddanych różnym technologiom przeróbki plastycznej na gorąco. Istotną rolę w modelowaniu i symulacji fizycznej tych procesów spełniają testy plastometryczne pozwalające głównie na określenie wpływu temperatury oraz prędkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające, obliczenie parametrów siłowych procesów, jak również analizę kinetyczną procesów rekrytalizacji i wydzielania w odkształconym na gorąco materiale. Słusznym wydaje się zatem założenie, że dyslokacyjny model umocnienia odkształceniowego reprezentowany przez naprężenie uplastyczniające jest elementem łączącym mechanikę ośrodków ciągłych z inżynierią materiałową.

Skład chemiczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami i uzyskany stan strukturalny w wyniku stosowanych operacji przeróbki ciepło-plastycznej są podstawowymi czynnikami zróżnicowania ich własności mechanicznych zarówno w stanie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również po jego zakończeniu w procesie chłodzenia i przemian fazowych. Badane stale umożliwiają kształtowanie tych własności zarówno przez odpowiednie wykorzystanie mechanizmów umocnienia, jak i utworzonych składników strukturalnych, w szczególności faz międzywęzłowych (węglikoazotków) wprowadzonych do stali mikrodotatków, głównie Nb, V, Ti, B i N.

Mikrodotadek Nb o stężeniu w zakresie (0,017÷0,04%) analizowany w grupie stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2) o zawartości węgla w zakresie (0,15÷0,17%) wpływa istotnie na przebieg krzywych płynięcia σ - ϵ wyznaczonych metodą skręcania na gorąco, a w szczególności na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej. W badanych warunkach

odkształcenia maksymalne opóźnienie procesu rekrytalizacji dynamicznej zachodzi w przypadku stali K1 i K2 o najwyższej zawartości Nb w zakresie (0,04÷0,05%) (rys. 5.5, 5.6). W podobny sposób na krzywe płynięcia oddziałują mikrodotatki w układzie kompleksowym (Nb+Ti+N) (stal G1) przy porównywalnej zawartości węgla (0,16%). Stwierdzono, że w tym przypadku decydującym procesem usuwania skutków umocnienia zgniotowego w zakresie temperatury odkształcenia (1100÷1250°C) jest rekrytalizacja dynamiczna (rys. 5.7c,d), natomiast przy niższej temperaturze odkształcenia (900÷1000°C) dominujący jest proces zdrowienia dynamicznego (rys.5.8a,b). Zwiększenie zawartości węgla do ok. 0,38% oraz dodatków stopowych Si i Cr (do ok. 0,6%) przy binarnym układzie mikrodotatków (Nb i Ti) w stali S9 powoduje wyraźny wzrost naprężeń płynięcia na krzywych σ - ϵ rejestrowanych w próbie skręcania, jak również znaczne zniżenie plastyczności wysokotemperaturowej badanej stali w porównaniu do stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2, G1). Maksymalne ograniczenie procesu rekrytalizacji dynamicznej i jednocześnie minimum plastyczności wystąpiło w stali S9 dla zakresu temperatury odkształcenia (800÷900°C) przy prędkości odkształcenia w zakresie (1÷10s⁻¹).

Wprowadzone do stali o strukturze perlitycznej mikrodotatki zarówno w układzie indywidualnym (V-stal S2 i S7, Nb – stal S8) lub binarnym (V+N-stal S1, V+B-stal S3) oraz kompleksowym (V+Ti+N-stal S4, B+Ti+N-stal S5) oddziałują z różną intensywnością na krzywe płynięcia σ - ϵ zwiększając naprężenia płynięcia na skutek umocnienia zgniotowego oraz zmniejszając wartości odkształceń granicznych warunkujących plastyczność na gorąco badanych stali (rys. 5.14) na skutek zapoczątkowania pęknięć międzykrystalicznych. Oddziaływania w tym zakresie nie powodują jednak zmian ogólnego charakteru przebiegu krzywych płynięcia potwierdzając tym samym, że podstawowym procesem aktywowanym cieplnie w badanych warunkach odkształcenia wysokotemperaturowego wybranych stali perlitycznych z mikrodotatkami jest rekrytalizacja dynamiczna.

Z uwagi na wysokie wymagania stawiane stalom z mikrodotatkami przez takich odbiorców, jak: przemysł stoczniowy, wydobywczy, maszynowy, urządzeń transportowych i wielu innych, szczególnego znaczenia nabiera kwestia uzyskania optymalnych własności wytrzymałościowych i plastycznych, determinujących wysoką odporność na kruche pęknięcie, zwłaszcza w obniżonej temperaturze eksploatacji. Systematyczny wzrost wymagań w zakresie właściwości mechanicznych stawianych produktom hutniczym ze stali HSLA prowadzi do

jednoznacznych wniosków, istotnych nie tylko dla producentów branży hutniczej, że warunkiem uzyskania pożądaných wskaźników wytrzymałościowych i plastycznych wytwarzanych wyrobów jest dokładne sterowanie i kontrolowanie zmian mikrostrukturalnych zachodzących w procesach przeróbki cieplno-plastycznej oraz po jej zakończeniu - w procesie chłodzenia. Przeprowadzone analizy wykazały, że ostateczny stan mikrostruktury austenitu po przeróbce cieplno-plastycznej jest wypadkową oddziaływania różnych procesów i mechanizmów strukturalnych warunkujących stan umocnienia i rekrytalizacji badanych stali mikrostopowych. Stwierdzono również, że tylko matematyczny opis tych procesów umożliwia wykorzystanie metody modelowania do optymalizacji parametrów tych procesów i tym samym, do zapewnienia pożądaney mikrostruktury stali w wyrobach gotowych.

Istotnym problemem podjętym w pracy było zbadanie procesu rekrytalizacji i wydzielania w stalach z mikrodotatkami oraz wzajemnego oddziaływania tych procesów podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, a w szczególności podczas ich izotermicznego wytrzymania po odkształceniu realizowanym metodą skręcania i ściskania na gorąco. Przebieg rekrytalizacji i efekt wydzielania badano na podstawie zmian wartości naprężeń w dwuetapowej próbie skręcania i ściskania na gorąco, jak też metodą metalografii świetlnej i elektronowej. Wykazano, że w badanych stalach z mikrodotatkami zarówno proces rekrytalizacji jak i wydzielania się faz węglikoazotkowych w austenicie odkształconym oraz po odkształceniu w warunkach izotermicznych może być scharakteryzowany za pomocą krzywych RTT (rys. 5.21, 5.23, 5.26, 5.28) i PTT (rys. 5.44). Stwierdzono, że zarówno proces dynamicznego jak i statycznego wydzielania występujący przed, względnie konkurujący z procesem rekrytalizacji dynamicznej lub statycznej skutecznie opóźnia te procesy (rys. 5.38). Wydzielenia utworzonej na podgranicach lub granicach pierwotnych ziarn byłego austenitu odkształconego na gorąco stanowią wyraźne przeszkody dla migracji frontów rekrytalizacji dynamicznej i statycznej (rys. 5.73, 5.74) skutecznie hamując te procesy.

Optymalny dobór mikrodotatków (Nb, V, Ti, N) w badanych stalach HSLA umożliwia przebieg procesu dynamicznego wydzielania faz międzywęzłowych, głównie węglikoazotków prostych i złożonych na dyslokacjach, granicach ziarn i innych defektach sieciowych generowanych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego poniżej temperatury solvus, wyznaczonej na podstawie przeprowadzonej analizy termodynamicznej. Proces wydzielania dynamicznego efektywnych faz międzywęzłowych typu NbC i TiN i (Ti, Nb)C podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali

mikrostopowych (B2, G1) metodą skręcania i ściskania w zakresie temperatury ($800\div 1100^{\circ}\text{C}$) zachodzi w relatywnie krótkim czasie (do ok. 5s – próba skręcania) i wyraźnie wyprzedza proces rekrytalizacji dynamicznej w badanym zakresie temperatury (rys. 5.38). Proces wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym (stal B2) po austenitacji w 1150°C i wytrzymaniu w 900°C wyznaczony w próbie skręcania zachodzi w czasie od ok. 740s do ok. 6200s (rys. 5.39) natomiast analogiczny proces wydzielania w stali G1 wyznaczony w próbach ściskania po austenitacji w 1200°C i wytrzymaniu izotermicznym w 1100°C zachodzi od ok. 50s do ok. 1400s (rys. 5.40). Proces wydzielania statycznego stali G1 badanej metodą ściskania i relaksacji naprężeń w zakresie temperatury ($800\div 1100^{\circ}\text{C}$) zależy głównie od temperatury i wielkości odkształcenia wstępnego. Maksymalna szybkość tego procesu w badanych warunkach odkształcenia występuje przy temperaturze wytrzymania izotermicznego 900°C . Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania statycznego wynosi odpowiednio ok. 17s i ok. 210s (rys. 5.42).

Przeprowadzone badania wykazały, że proces wydzielania dynamicznego w odkształconym austenicie przebiega znacznie szybciej niż wydzielanie statyczne w austenicie zrekrystalizowanym. Utworzone w procesie dynamicznym na dyslokacjach dyspersyjne cząstki węglikoazotków (Nb, V, Ti) o sieci typu NaCl powodują zmniejszenie szybkości zdrowienia i rekrytalizacji statycznej (rys. 2.17÷2.20, 2.31, rozdz. 2.2 i rys. 5.38, 5.44, rozdz. 5.3) oraz istotnie ograniczają rozrost ziarn austenitu zrekrystalizowanego, jak również przyspieszają przebieg przemiany eutektoidalnej i $\gamma\rightarrow\alpha$ (rys. 2.35 i 2.37, rozdz. 2.3). Drobnodziarnista struktura produktów przemiany austenitu odkształconego na gorąco uzyskana podczas procesu chłodzenia, jak również umocnienie wydzieleniowe związane z obecnością dyspersyjnych cząstek faz międzywęzłowych, wnoszą istotny wkład w zwiększenie granicy plastyczności i obniżenie temperatury przejścia badanych stali ze stanu ciągliwego w stan kruchy (tablica 5.4, rozdz. 5.6) przy zachowaniu dobrych właściwości plastycznych i odporności na pękanie. Wytwarzanie wyrobów hutniczych o pożądanych właściwościach mechanicznych wymaga zatem właściwego doboru zarówno składu chemicznego stali HSLA, jak i zakresu temperatury przeróbki plastycznej, dostosowanego do kinetyki rozpuszczania się bądź wydzielania w austenicie analizowanych faz międzywęzłowych utworzonych na skutek wprowadzonych do stali mikrododatków. Efektywne wykorzystanie mikrododatków (Nb, Ti, V) zachodzi w przypadku, gdy temperatura końca przeróbki plastycznej stali na gorąco zapewnia całkowite ich związanie się w fazy międzywęzłowe, chociaż mogą one być

też wykorzystane, w szczególnych przypadkach, w celu umocnienia roztworowego. Kinetykę wydzielania się tych faz w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia austenitu określono w pracy na podstawie przeprowadzonej analizy termodynamicznej, jak również metody sekwencyjnego odkształcenia w próbach plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco wykorzystując w badaniach laboratoryjnych i obliczeniach numerycznych technikę wspomagania komputerowego.

Badania kinetyczne procesów wydzieleniowych w rozpatrywanych warunkach procesowych i dla danego składu chemicznego analizowanych w pracy stali mikrostopowych z uwzględnieniem temperatury rozpuszczania wydzieleni, jest niezbędnym warunkiem prawidłowo zaprojektowanego procesu przeróbki cieplno-plastycznej gotowych wyrobów z tych stali. Drobne wydzielenia w procesie umocnienia wydzieleniowego oddziałują na dyslokacje poprzez różne mechanizmy, podobnie jak atomy obcych pierwiastków w procesie umocnienia roztworowego. Cząstki wydzielonych faz mogą być omijane przez dyslokacje z pozostawieniem pętli lub też mogą być przez nie ścinane. Z badań wynika, że w zasadzie, wystąpienie danego mechanizmu zależy od twardości wydzielanych faz, ich koherencji z osnową oraz odległości między nimi. Chociaż umocnienie wydzieleniowe może stanowić silne źródło zwiększenia własności mechanicznych badanych stali mikrostopowych, to jednak jego skuteczność w warunkach odkształcenia wysokotemperaturowego może być również ograniczona, tym bardziej jeśli warunki procesu przeróbki cieplno-plastycznej nie będą zoptymalizowane. Przyczyną jest naturalna tendencja do wzrostu wydzieleni o koherentnych początkowo granicach międzyfazowych i ich ewentualnej koagulacji w wysokiej temperaturze odkształcenia i rekrytalizacji. Dlatego istotnym czynnikiem procesu umocnienia wydzieleniowego jest wielkość cząstek węglików, azotków lub węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotatków. Podczas izotermicznego wytrzymania w procesie sekwencyjnego odkształcenia na gorąco może zachodzić rozrost cząstek i zmiana ich oddziaływania z dyslokacjami lub też zerwanie koherencji z osnową. Najczęściej drobne, koherentne i miękkie cząstki są ścinane przez przemieszczające się dyslokacje nie wnosząc swego udziału do mechanizmu umocnienia wydzieleniowego.

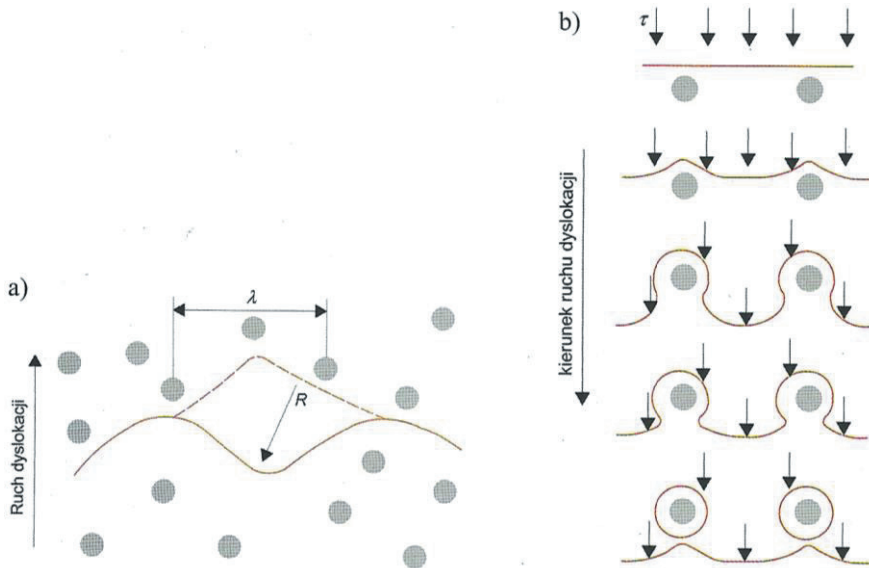
Analiza obserwacji cienkich folii ze stali mikrostopowej G1 ujawniła w TEM morfologię substruktury osnowy i wydzieleni utworzonych w procesach wysokotemperaturowego odkształcenia i rekrytalizacji. Mikrostrukturę osnowy roztworu α tworzy martenzyt listwowy o dużej gęstości dyslokacji, częściowo zbliźniaczony, natomiast wydzieleniami są również

prawdopodobne cząstki pojedynczych węglików typu NbC i TiC oraz azotki NbN i TiN, jak również węgliki złożone typu (Ti, Nb)C zidentyfikowane metodą dyfrakcji elektronowej wspomaganą techniką obserwacji w polu ciemnym oraz spektrometrią energii rozproszonej (EDX). Obserwowana średnica wydzieleni waha się od ok. 7 nm (rys. 5.88, 5.89) do ok. 120 nm (rys. 5.85, 5.86). Wzrost wielkości wydzieleni jest proporcjonalny do czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco. Większe wydzielenia o średnicy w zakresie (100÷500 nm) stwierdzono w próbkach badanej stali obrobionej cieplnie w warunkach równowagi termodynamicznej (rys. 5.77). Mikrografie elektronowe pozwalają również na stwierdzenie, że wydzielenia w osnowie martenzytycznej nie są rozmieszczone równomiernie. Występuje jednak wiele mikroobszarów, szczególnie po odkształceniu przy temperaturze 900°C, w których odległości pomiędzy cząstkami są mniejsze niż 100 nm (rys. 5.91) spełniając tym samym warunek wystąpienia procesu umocnienia wydzieleniowego w badanej stali. Na podstawie tych obserwacji można sądzić, że proces umocnienia wydzieleniowego nie rozkłada się równomiernie w całej objętości próbki. Można też spekulować, że rozkład wydzieleni w osnowie roztworu - α' jest określony rozkładem miejsc uprzywilejowanego ich zarodkowania w podstrukturze austenitu odkształconego na gorąco. Jednak trudne jest potwierdzenie tego zjawiska ponieważ podstruktura austenitu ulega degradacji podczas przemiany fazowej zachodzącej w trakcie hartowania. Zidentyfikowano natomiast mikropasma bliźniaków w osnowie martenzytycznej i wydzielenia na granicach pomiędzy tymi pasmami, również w postaci dyskretnych cząstek na granicy tych pasemek (rys. 5.81). Skład chemiczny tych wydzieleni nie różni się od wydzieleni analizowanych w osnowie.

Należy podkreślić, że Nb tworzy węgliki i azotki o identycznej strukturze (typu NaCl), które są wzajemnie całkowicie rozpuszczalne. Podobieństwo struktury krystalicznej NbC i NbN tworzonych w badanej stali powoduje trudności w ich precyzyjnej identyfikacji. Ponieważ z NbC i NbN tworzą izomorficzne fazy w roztworze stałym, to wynikowe, mieszane i przenikające się wydzielenia mogą być uważane jako węglikoazotki. Takie sugestie nie są odosobnione w literaturze [241]. Ponadto wyniki analiz chemicznych wyekstrahowanych wydzieleni Nb(C,N) z austenitu odkształconego w stalach z mikrododatkami pozwalają na stwierdzenie, że węglikoazotek Nb jest bogaty w węgiel, natomiast składem stechiometrycznym jest zbliżony do NbC [242.]

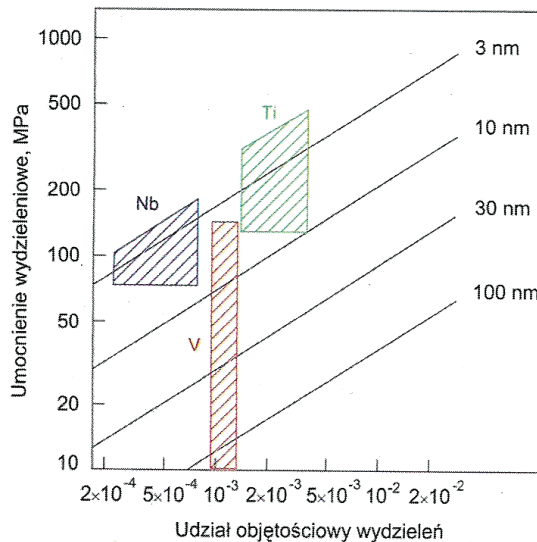
Analiza studialna umocnienia roztworu stałego cząstkami faz obcych prowadzi do stwierdzenia, że jest ono najczęściej opisywane przez dwa podstawowe mechanizmy,

a mianowicie: Motta Nabarro [243] lub Friedela [244] oraz Orowana-Ashby'ego [245, 246] (rys. 6.1). W przypadku badanych stali mikrostopowych umacnianych wydzieleniowo dominujący jest mechanizm Orowana-Ashby'ego, ponieważ występujące w tych stalach fazy międzywęzłowe są twardsze od osnowy γ i posiadają wyższe moduły ścinania oraz najczęściej są niekoherentne z osnową. Oba mechanizmy wymagają jednak modyfikacji z uwagi na konieczność uwzględnienia różnic w modułach sprężystości wydzielanych faz i austenitu oraz morfologii cząstek, jak również w odkształceniu koherencyjnym [128, 247]. W przypadku mechanizmu Motta-Nabarro, Friedla - umocnienie roztworu zachodzi, kiedy odległość między wydzieleniami (λ) jest zbliżona do promienia krzywizny (R), którą może uzyskać dyslokacja pod działaniem pola naprężeń. Przyrost umocnienia jest efektem addytywnym od odkształcenia koherencji i umocnienia chemicznego. Pierwsze z nich pojawia się w wyniku zaburzenia pola odkształceń wokół wydzielenia koherentnego z osnową. Dla wydzielen dyspersyjnych o wielkości < 10 nm umocnienie wynikające z braku koherencji zwiększa się ze wzrostem wydzielenia, natomiast dla wydzielen > 10 nm efekt jest odwrotny - umocnienie to zmniejsza się. Drugie z nich - umocnienie (chemiczne) wynika ze zmiany EBU w wydzieleniu ściętym przez dyslokację oraz zmiany granicy podziału wydzielenie-osnowa.



Rysunek 6.1. Schemat oddziaływania cząstek faz obcych z dyslokacjami mobilnymi:
a) parametry analizy ilościowej, b) mechanizm Orowana-Ashby'ego [12]

Zwykle zwiększenie powierzchni kontaktowej podziału powoduje zwiększenie energii niedopasowania. W tym przypadku zwiększenie umocnienia wiąże się ze wzrostem wielkości wydzielenia. W przypadku stali mikrostopowych wydzielenia węglikoazotków (Nb, V, Ti) mają strukturę krystaliczną inną niż osnowa austenityczna. Nie występuje zatem lub jest jedynie częściowa koherencja na granicy fazy wydzielenia i osnowy. Również systemy poślizgu w wydzieleniach i w osnowie nie są zgodne. Z tych powodów za podstawowe źródło umocnienia wydzieleniowego w badanych stalach mikrostopowych przyjęto mechanizm Orowana-Ashby’ego. Zgodnie z tym mechanizmem, w przypadku bardzo twardych faz wtórnych, niekoherentnych i nieodkształcalnych plastycznie, gdy $\lambda \gg R$ (rys. 6.1a) dyslokacja przemieszcza się między przeszkodami i pozostawia za sobą zamknięte pętle na każdej przeszkodzie (rys. 6.1b). Wielkość cząstki obcej fazy wpływa na zmianę stopnia koherencji na granicy z osnową oraz wynikający z tego przyrost granicy plastyczności. Stwierdzono, że wraz ze zwiększeniem wielkości cząstek fazy wydzielenia zmienia się wielkość umocnienia oraz, że zależność ta nie jest stała. Ustalone związki między rodzajem fazy wydzielenia, ich wielkością i udziałem objętościowym dla poszczególnych mikrodotadków w badanych stalach przedstawiono na wykresie (rys. 6.2) [248].



Rysunek 6.2. Zależność umocnienia wydzieleniowego (ΔR_e) od udziału objętościowego wydzieleni dla badanych mikrodotadków [248]

Analiza tych zależności prowadzi do ustalenia zasadniczych kryteriów oceny skuteczności danego wydzielenia w mechanizmie umocnienia wydzieleniowego, a mianowicie:

- określenie maksymalnej objętości wydzieleni dla danej stali,
- ustalenie udziału objętościowego wydzieleni w austenicie i ferrycie dla danego mikrodotatku,
- określenie udziału objętościowego cząstek w roztworze γ i α o dużej i małej dyspersji.

Spośród wymienionych kryteriów, zwłaszcza to ostatnie ma istotne znaczenie dla własności mechanicznych badanych stali mikrostopowych zarówno jako gotowego produktu, jak i półproduktu przeznaczonego do dalszej przeróbki plastycznej na zimno. Zastosowana w pracy metoda rentgenowskiej analizy fazowej jakościowej i ilościowej do izolatów z roztwarzanej stali mikrostopowej G1 ujawniła po obróbce cieplnej w warunkach równowagi termodynamicznej, ustalonej dla austenitizowania w temperaturze 1200°C z przesyleniem do temperatury 1100°C i 900°C odpowiednio węgliki złożone typu $(Ti_{0,5}Nb_{0,5})C_{0,67}$ w ilości 73,9±4,7% (rys. 5.95) oraz podobne węgliki tej samej grupy $(Ti_{0,2}Nb_{0,8})C_{0,96}$ w ilości 64,1±7% i węglikoazotki $Ti(C_{0,52}N_{0,48})$ w ilości 0,9±5,6% (rys.5.96). Ponadto w izolatach badanej stali ujawniono węglikosiarceki typu Ti_2CS w ilości ok. 1,5%±0,2% oraz pojedyncze azotki AlN i VN w ilości ok. 22,2±6,4% oraz siarczki typu MnS w ilości ok. 3±1%.

Paradoksalnie - korzystne oddziaływania mikrodotatków stopowych w stalach HSLA, szczególnie w mechanizmach umocnienia dynamicznie wydzielanych faz międzywęzłowych licznych węglików, azotków lub węglikoazotków może stanowić konkurencyjny czynnik zaniżenia ich wysokotemperaturowej plastyczności z towarzyszącym jej występowaniem pękania o charakterze międzykryształicznym. Podstawowym problemem zjawiska zaniżonej plastyczności na gorąco wielu materiałów metalicznych jest wyjaśnienie przyczyn uzyskiwania różnych wartości odkształcenia do zniszczenia (ϵ_{gr}) dla tych samych materiałów odkształczanych w odmiennych procesach przeróbki plastycznej. Jedną z propozycji wyjaśnienia tego zachowania się materiału jest zastosowanie równania zdolności do przeróbki plastycznej [64, 249] definiowanej również jako odkształcalność wyrobów $D(\epsilon)$ w postaci:

$$D(\epsilon_r) = f(f_1, f_2) \quad (6.1)$$

gdzie:

$D(\epsilon_r)$ - odkształcalność wyrobu określona ilościowo na podstawie wartości odkształcenia ϵ_r ,

f_1 - funkcja podstawowej plastyczności metalu,

f_2 - funkcja czynników zewnętrznych modyfikujących podstawową plastyczność metalu.

Wyrażenie f_2 uwzględnia wpływ warunków odkształcenia, takich jak: tarcie, zmiany geometrii wyrobu, szybkość i równomierność odkształcenia. Zależy też w pewnym zakresie od samego materiału ponieważ efekty geometryczne mogą być bardziej wyraźne przy dużych stopniach odkształcenia uzyskiwanych na materiałach o większej plastyczności, niż w przypadku małych odkształceń, osiąganych przy materiałach bardziej kruchych. Z zależności (6.1) wynika, że zniżenie plastyczności może być kompensowane polepszeniem warunków odkształcenia i na odwrót. Funkcyjnie wyrażona plastyczność (f_1) charakteryzuje ogólnie wewnętrzne właściwości materiału i zachodzące w nim procesy strukturalne. Można sądzić, że akumulacja defektów sieciowych prowadząca do pęknięcia jest ściśle związana z procesem odkształcenia i aktywowaną cieplnie restauracją struktury podczas przeróbki cieplno-plastycznej na gorąco.

Znacznym utrudnieniem analizy wyników w tym zakresie jest stosowanie różnych metod pomiaru plastyczności. Niektóre z nich umożliwiają wprawdzie uszeregowanie materiałów pod względem ograniczeń technologicznych odnośnie stosowanych procesów przeróbki plastycznej, niemniej jakiegokolwiek próby uogólnienia wyników w tym zakresie wydają się być jednak dyskusyjne. Najpowszechniej stosowanymi metodami pomiaru plastyczności wysokotemperaturowej są próby mechaniczne rozciągania i skręcania, które charakteryzują ilościowo zachowanie się materiału od całkowicie kruchego do zupełnie plastycznego. Badania na ściskanie i zginanie mają natomiast ograniczone zastosowanie w ocenie plastyczności stosunkowo kruchych materiałów lub w ocenie zdolności do pęknięcia podczas przeróbki plastycznej na gorąco. Każda metoda ma też swoje zalety i ograniczenia. Ocenę plastyczności wysokotemperaturowej badanych w pracy stali mikrostopowych prowadzono metodą plastometryczną skręcania na gorąco. W próbie tej można stosować duże odkształcenia z zasadniczo stałą geometrią próbki aż do momentu jej zniszczenia. Plastyczność oceniano liczbą skręceń do zniszczenia próbki (ϵ_{gr}). Ponieważ intensywność odkształcenia jest stała podczas badania to alternatywnym wskaźnikiem plastyczności jest również czas do zniszczenia i często podaje się go do korelacji danych plastyczności różnych materiałów.

W badanych stalach mikrostopowych z Nb, Ti i N odkształconych na gorąco metodą skręcania wyraźny wzrost naprężeń uplastyczniających (σ_{max}) i zniżenie plastyczności stwierdzono w stali S9 o podwyższonym stężeniu węgla do ok. 0,38% i składników stopowych Cr(0,56%) i Si (0,63%). Efekt ten występuje szczególnie podczas odkształcenia w zakresie temperatury (800÷900°C) niezależnie od prędkości odkształcenia (rys. 5.10). Ze wzrostem

temperatury odkształcenia plastyczność badanych stali zwiększa się istotnie. Zaniżenie plastyczności badanej stali związane jest wyraźnie z efektem hamowania rekrytalizacji dynamicznej w tym zakresie temperatury odkształcenia wskutek wydzielania dynamicznego dyspersyjnych węglikoazotków Nb. Dane uzyskane z prób skręcania na gorąco badanych stali mikrostopowych wykorzystano do określenia optymalnych parametrów obróbki cieplno - plastycznej w warunkach przemysłowych.

W pracy potwierdzono, że najbardziej efektywną metodą optymalizowania tych parametrów, jak również weryfikacji składu chemicznego badanych stali mikrostopowych jest aktualnie modelowanie matematyczne naprężeń uplastyczniających i mikrostruktury oraz symulacja fizyczna procesów technologicznych przeróbki cieplno - plastycznej, w szczególności procesu walcowania przemysłowego kształtowników oszczędnościowych typu [240 E. Przeprowadzone badania pozwoliły na określenie istotnych czynników warunkujących poprawność i skuteczność zastosowanych w pracy metod modelowania matematycznego i strukturalnego oraz metody symulacji fizycznej odkształcenia plastycznego metodą plastometryczną w celu określenia optymalnych warunków walcowania regulowanego analizowanych ceowników typu 240 E.

Przyjęty w pracy model reologiczny zaproponowany przez C.M. Sellarsa i opisujący naprężenie uplastyczniające badanych stali z mikrodotatkami w funkcji odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury okazał się poprawnym i skutecznym narzędziem dobrego dopasowania przebiegu eksperymentalnych i teoretycznych krzywych płynięcia σ - ϵ wyznaczonych na podstawie prób plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Niezależnie od szerokiego spektrum składu chemicznego badanych stali z mikrodotatkami, w szczególności zawartości węgla w zakresie (0,15÷0,70%) i dodatków stopowych Si (ok. 0,5÷0,8%) i Cr (ok. 0,9%) przyjęta funkcja typu $\sigma_p=f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$ dobrze uwzględniała wpływ procesu rekrytalizacji dynamicznej na naprężenie płynięcia podczas procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali. W procedurze identyfikacji naprężeń uplastyczniających wyznaczonych na podstawie próby osiowosymetrycznego ściskania na gorąco niezwykle przydatna okazała się metoda analizy odwrotnej, eliminująca praktycznie większość zakłóceń występujących w tej próbie mechanicznej, jak: nierównomierność odkształcenia, prędkości i temperatury próbki, zjawiska tarcia na styku kowadło – odkształcany metal, wymiana ciepła z próbki do uchwytu i otoczenia itp. Najwyższą dokładność dopasowania analizowanych krzywych określono w pracy

minimalną wartością funkcji celu, która reprezentowała jednocześnie najlepszą skuteczność stosowanego rozwiązania odwrotnego metodą elementów skończonych. Stwierdzono, że najlepszą dokładność dopasowania analizowanych krzywych σ - ε uzyskano w przypadku stali konstrukcyjnej średniowęglowej (0,38%C) z podwyższonym stężeniem Si i Cr oraz z mikrodotądkiem Nb i Ti typu S9 (rys. 5.49). W całym zakresie badanych warunków odkształcenia wysokotemperaturowego uzyskano minimalną wartość funkcji celu $\Phi = 0,0336$.

Badania statycznych procesów aktywowanych cieplnie zachodzących po odkształceniu na gorąco prowadzone dla programu odkształceń cyklicznych symulujących proces walcowania [240E wykazały, że zarówno kształt krzywych płynięcia, jak również analiza procesów zdrowienia i rekrytalizacji statycznej oraz badania metalograficzne wnoszą komplementarny wkład do opisu kinetyki i mechanizmu tych procesów. Stwierdzono, że przebieg procesów relaksacyjnych zależy głównie od parametrów odkształcenia plastycznego realizowanych na poszczególnych przepustach oraz od stopnia addytywności efektów odkształcenia wprowadzonego podczas kolejnych przepustów. Przeprowadzona analiza metalograficzna dotycząca głównie zmian wielkości umownych, pierwotnych ziarn austenitu w procesie odkształcenia symulującego walcowanie [240 E wykazała wyraźne zróżnicowanie wielkości ziarn w zależności od warunków odkształcenia plastycznego na gorąco oraz liczby przepustów. Stwierdzono, że wielkość ziarn γ zależy przede wszystkim od temperatury odkształcenia i wielkości sumarycznego gniotu (rys. 5.75). Próbki ze stali K1 wykazują po austenityzowaniu w temperaturze 1180°C niejednorodne ziarna austenitu pierwotnego o wielkości ok. 200 μ m. Odkształcenie plastyczne w próbach sekwencyjnego skręcania symulującego kolejne przepusty walcowanego pasma powoduje rozdrobnienie ziarn do ok. 130 μ m (walcarka BD) (rys. 5.75a) i ok. 10÷8 μ m (klatka D1 i D2) (rys. 5.75 c,d)

Przemysłowe próby walcowania regulowanego [240 E stanowiły realny etap weryfikacji uzyskanych wcześniej wyników w zakresie symulacji fizycznej procesu walcowania wybranych kształtowników jak również kinetyki procesów aktywowanych cieplnie badanej stali mikrostopowej typu K1. Wykorzystanie w pracy założeń teoretycznych oraz wyników prób laboratoryjnych stanowiło racjonalną przesłankę wprowadzenia do produkcji nowszej technologii regulowanego walcowania zapewniającej wyrobom walcowanym wyższą jakość. Badane wstępnie warianty regulowanego walcowania, jak również wariant optymalny zaproponowany w pracy zakładały w zasadzie obniżenie temperatury nagrzewania wsadu do ok. 1180°C i temperatury końca walcowania ceowników do ok. 850°C poprzez selektywne

wytrzymywanie pasma lub chłodzenie między poszczególnymi przepustami w celu uzyskania określonych efektów strukturalnych wynikających z przebiegu procesów rekrytalizacji statycznej i wydzielania. Obniżenie temperatury austenitowania wynikało z przeprowadzonej analizy termodynamicznej rozpuszczalności wydzielen węglikoazotków niobu w zakresie roztworu γ i ich oddziaływania na pierwotną wielkość ziarn austenitu. Obniżenie temperatury końca walcowania wynikało natomiast z analizy procesów kinetyki rekrytalizacji statycznej badanych stali z mikrodotatkami, głównie z niobem w zakresie temperatury austenitu stabilnego. Uzyskane własności mechaniczne kwalifikują walcowane kształtowniki ze stali mikrostopowej K1 do kategorii wytrzymałości E440 w odmianie plastyczności, w zakresie R, D, i E. Analiza procesu regulowanego walcowania badanych kształtowników oraz uzyskanych własności mechanicznych pozwala na stwierdzenie, że w przypadku walcowni liniowych o stosunkowo dużych czasach międzyoperacyjnych, istotne znaczenie dla rozdrobnienia ziarna w procesie walcowania na gorąco przed przemianą $\gamma \rightarrow \alpha$ ma proces rekrytalizacji statycznej. Z uwagi na hamowanie tego procesu w stalach mikrostopowych z Nb, możliwa jest również kumulacja odkształcenia w końcowych przepustach, zwłaszcza przy obniżonej temperaturze końca walcowania, prowadząca dodatkowo do rozdrobnienia struktury odkształconego austenitu i polepszenia własności mechanicznych gotowych wyrobów.

Na podstawie przedstawionej rozprawy można sformułować następujące wnioski:

1. Mikrostruktura i stan termomechaniczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami (Nb, V, Ti, B, N) podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i po jego zakończeniu w procesie wytrzymania izotermicznego determinowane są głównie synergicznym oddziaływaniem mechanizmów umocnienia odkształceniowego i procesów aktywowanych cieplnie, w szczególności rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, jak również procesów wydzieleniowych - zależnych od składu chemicznego stali i parametrów odkształcenia plastycznego na gorąco.
2. W stalach mikrostopowych (B1, B2, K1, K2 i G1) o zawartości węgla w zakresie $0,15 \div 0,17\%$ istotny wpływ na przebieg krzywych płynięcia σ - ϵ , wyznaczonych metodą skręcania i ściskania na gorąco, w szczególności na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej wywiera przede wszystkim mikrodotatek Nb w układzie indywidualnym lub kompleksowym (Nb+V+N) i (Nb+Ti+N).

3. Zwiększenie zawartości węgla w zakresie od ok. 0,38% do ok. 0,70% oraz dodatków stopowych Si (ok. 0,48÷0,45%) i Cr (ok. 0,56÷0,91) w stalach z mikrododatkami w układzie indywidualnym (V – stal S2 i S7, Nb – stal S8) lub w układzie binarnym (Nb+Ti) (stal S9) oraz kompleksowym (V+Ti+N –stal S4 i B+Ti+N –stal S5) powoduje wyraźny wzrost naprężeń płynięcia na krzywych σ - ε oraz zniżenie wysokotemperaturowej plastyczności w porównaniu do stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2 i G1). Maksymalne ograniczenie procesu rekrytalizacji dynamicznej i zniżenie plastyczności do poziomu ε_{gr} ok. 4÷5 wystąpiło w przypadku stali S9 dla zakresu temperatury odkształcenia (800÷850°C) oraz (800÷900°C) przy prędkości odkształcenia odpowiednio 1,0s⁻¹ i 10,0s⁻¹.
4. W badanych stalach mikrostopowych wytrzymywanych izotermicznie po wysokotemperaturowym odkształceniu plastycznym zachodzą typowe procesy aktywowane cieplnie, jak: zdrowienie i rekrytalizacja statyczna oraz rekrytalizacja metadynamiczna, których szybkość zależy głównie od temperatury odkształcenia i składu chemicznego stali, a w szczególności stężenia mikrododatków. Maksymalne zmniejszenie szybkości procesu rekrytalizacji statycznej w stalach z mikrododatkiem Nb (B1, B2 i K1) występuje dla największego stężenia mikrododatku ok. 0,04% (stal B2 i K1) w zakresie temperatury odkształcenia (850÷900°C). Mikrododatek V wykazuje podobne oddziaływanie w badanych stalach perlitycznych S1 i S7.
5. Zastosowany model termodynamiczny procesów wydzieleniowych w zakresie austenitu stabilnego pozwala na określenie pełnej ilościowej charakterystyki temperaturowej składu chemicznego oraz rozpuszczalności składników i faz międzywęzłowych potencjalnych węglików, azotków lub złożonych węglikoazotków występujących w badanych stalach mikrostopowych B2 i G1 analizowanych w warunkach stanu równowagi fazowej. Wyznaczona analitycznie temperatura rozpuszczalności złożonych węglikoazotków typu Nb_{0,98}V_{0,02}C_{0,48}N_{0,52} w stali B2 i Ti_{0,58}Nb_{0,42}C_{0,04}N_{0,96} w stali G1 wynosi odpowiednio 1204°C i 1330°C.
6. Dobrane metody badań plastometrycznych skręcania i ściskania oraz relaksacji naprężeń w zakresie temperatury odkształcenia (800÷1100°C) pozwoliły na analizę procesu kinetyki wydzielania dynamicznego (stal B2) i statycznego (stal B2 i G1) zarówno w austenicie nieodkształconym, jak i po odkształceniu plastycznym w procesie izotermicznego wytrzymania.

7. Zastosowany do opisu matematycznego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali z mikrodotatkami model reologiczny zapewnia dobre dopasowanie przebiegu teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia σ - ϵ wyznaczonych metodą badań plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Zastosowana do oceny dokładności dopasowania analizowanych krzywych minimalna wartość funkcji celu reprezentuje jednocześnie najlepszą skuteczność stosowanego rozwiązania odwrotnego metodą elementów skończonych.
8. Symulacja fizyczna procesu walcowania sekwencyjnego ceownika typu [240E metodą plastometryczną skręcania na gorąco zapewnia wyznaczenie wartości σ_p w kolejnych przepustach dając podstawę do obliczenia parametrów siłowych procesu kontrolowanego walcowania. Umożliwia także analizę zjawisk strukturalnych zachodzących podczas odkształcenia pasma oraz w przerwach między przepustami, zapewniając możliwość kształtowania struktury i własności mechanicznych gotowych wyrobów.
9. Odkształcenie wysokotemperaturowe stali mikrostopowych w badanym zakresie temperatury ($1200 \div 800^\circ\text{C}$) i stopnia odkształcenia ($\epsilon \leq 1,2$) zapewnia znaczne rozdrobnienie pierwotnej struktury austenitu proporcjonalnie do obniżenia temperatury i zwiększenia stopnia odkształcenia. W stali G1 umowna wielkość pierwotnych ziarn γ zmniejsza się w wyniku rekrytalizacji dynamicznej od ok. $80 \mu\text{m}$ do ok. $10 \mu\text{m}$, natomiast rozdrobnienie uzyskane w wyniku rekrytalizacji statycznej dla czasu wytrzymania $t_{0,5}$ przy temperaturze 900°C i odkształceniu ϵ z zakresu ($0,4 \div 0,6$) prowadzi do wielkości ziarna ok. $40 \mu\text{m}$.
10. Zastosowane metody badań dyfrakcji elektronowej i rentgenowskiej w celu identyfikacji wydzielen oddziałujących na mechanizmy umocnienia stali mikrostopowych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego oraz w dynamicznych i statycznych procesach rekrytalizacji i wydzielenia ujawniły w mikrostrukturze osnowy martenzytu listwowego, częściowo zbliźniaczonego o dużej gęstości dyslokacji dyspersyjne wydzielenia, głównie pojedynczych węglików Nb i Ti typu NbC i TiC oraz azotków NbN i TiN, jak również węgliki złożone typu (Ti,Nb)C potwierdzone obserwacjami w HRTEM, w polu ciemnym oraz metodą analityczną spektroskopii dyspersji energii (EDX). W izolatach stali mikrostopowej G1 obrobionej cieplnie w warunkach równowagi termodynamicznej przy temperaturze 1100°C i 900°C ujawniono odpowiednio węgliki złożone typu $\text{Ti}_{0,5}\text{Nb}_{0,5}\text{C}_{0,67}$ w ilości ok. $74 \pm 4,7\%$ oraz węglík tej samej grupy $\text{Ti}_{0,2}\text{Nb}_{0,8}\text{C}_{0,96}$ w ilości ok. $64 \pm 7\%$ i węglikoazotki typu $\text{TiC}_{0,52}\text{N}_{0,48}$ w ilości ok. $9 \pm 5,6\%$.

11. Walcowanie ceownika 240E ze stali mikrostopowej K1 według zmodyfikowanego schematu regulowanego walcowania z obniżoną temperaturą austenitzowania do ok. 1180°C i temperaturą końca walcowania ok. 850°C jest możliwe przy nieznacznym wzroście obciążenia walców w warunkach przemysłowych (W.D. Huty Katowice) przy zachowaniu stosowanej prędkości walcowania. Alternatywny wariant regulowanego walcowania od standardowej temperatury austenitzowania 1220°C jest również możliwy przy zastosowaniu dodatkowego chłodzenia pasma między kłatkami Z2 i D1 w czasie ok. 50s. Warunkuje to temperaturę końca walcowania stopek ceownika ok. 850°C.
12. Regulowane walcowanie ceowników oszczędnościowych typu 240E w warunkach przemysłowych (W.D. Huty Katowice) według zaproponowanego w pracy wariantu zapewnia odwalcowanym wyrobom ze stali mikrostopowej K1 drobnoziarnistą strukturę ferrytyczno-perlityczną oraz kategorię wytrzymałości E440, w tym: wyższą umowną granicę plastyczności ($R_{p0,2}$) o ok. 10% na poziomie 450 MPa przy porównywalnej wytrzymałości (R_m) ok. 610 MPa i istotnie wyższej (o ok. 50%) udarności przy temperaturze obniżonej -50°C określonej w próbie KCV na poziomie ok. 103 J/cm² w stosunku do standardowego wariantu walcowania przemysłowego.