

Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica w Krakowie

Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej

Katedra Plastycznej Przeróbki Metali



Rozprawa doktorska

**Wpływ historii odkształcenia na mechanizmy umocnienia materiałów
wielofazowych i umacnianych wydzieleniowo**

Paulina Lisiecka- Graca

Promotor:

dr hab. inż. Krzysztof Muszka, prof. nadzw.

Kraków 2018



Praca finansowana w ramach:

projektu badawczego Narodowego Centrum Nauki pt.: *Niejednorodność umocnienia odkształceniowego w wielofazowych materiałach utwardzanych wydzieleniowo*, nr 2013/09/N/ST8/00250.

Spis treści

I. Część teoretyczna	7
Wprowadzenie	7
1. Zmienna droga odkształcenia.....	9
1.1. Odkształcenia cykliczne	9
1.2. Procesy charakteryzujące się złożoną drogą odkształcenia	10
2. Mechanizmy odkształcenia towarzyszące procesom przeróbki plastycznej z zastosowaniem złożonej historii odkształcenia	16
3. Mechanizmy umocnienia	22
3.1. Umocnienie odkształceniowe.....	23
3.1.1. Krytyczne naprężenie styczne CRSS	25
3.1.2. Umocnienie dyslokacyjne.....	30
3.1.3. Umocnienie od podstruktury	33
3.2. Umocnienie stopów cząstkami faz obcych.....	35
3.3. Umocnienie od granic ziaren.....	38
3.4. Umocnienie roztworowe	41
4. Efekty występujące podczas złożonej historii odkształcenia.....	44
4.1. Rola defektów punktowych.....	45
4.2. Spiętrzenie i anihilacja dyslokacji	46
4.3. Efekt Bauschingera	48
4.3.1. Mechanizmy wywołujące efekt Bauschingera	51
5. Modele reologiczne służące do opisu procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcenia.....	54
5.1. Modele empiryczne	54
5.1.1. Modele umocnienia izotropowego	54
5.1.2. Modele umocnienia kinematycznego	55
5.2. Modele oparte na podstawach fizycznych	63
II. Cel i teza pracy.....	73
III. Część badawcza	74
6. Cel i zakres badań	74
7. Badania doświadczalne.....	75
7.1. Materiał badawczy	75

7.2. Urządzenia i techniki badawczej wykorzystywane w części eksperymentalnej pracy	76
7.2.1. Badania mechaniczne z uwzględnieniem złożonej historii odkształcenia.....	76
7.2.2. Analiza pól przemieszczeń i odkształceń.....	78
7.2.3. Badania mikrostrukturalne materiałów	82
7.3. Badania z zastosowaniem procesów przeróbki plastycznej wykorzystujące zmianę drogi odkształcenia.....	85
7.3.1. Badania plastometryczne	85
7.3.2. Proces walcowania nawrotnego	91
7.3.3. Złożony proces wytwarzania	91
8. Wyniki badań doświadczalnych.....	95
8.1. Własności i struktura materiałów po cyklicznych próbach plastometrycznych.....	95
8.1.1. Badania własności mechanicznych materiałów otrzymanych w próbach plastometrycznych	95
8.1.2. Analiza mikrostrukturalna materiałów po cyklicznych próbach plastometrycznych.....	98
8.2. Własności i struktura materiału po procesie walcowania.....	113
8.2.1. Analiza mikrostrukturalna materiału po procesie walcowania.....	113
8.2.2. Badania własności mechanicznych materiału po procesie walcowania	116
8.3. Własności i struktura materiałów po złożonym procesie wytwarzania	119
8.3.1. Analiza mikrostrukturalna	119
8.3.2. Własności mechaniczne materiałów po złożonym procesie wytwarzania.....	122
9. Symulacja komputerowa	130
9.1. Wybór i weryfikacja modeli.....	130
9.1.1. Weryfikacja przyjętego modelu.....	136
10. Modyfikacja modelu RGB.....	142
10.1. Weryfikacja zmodyfikowanego modelu RGB	143
11. Podsumowanie i wnioski	147
Literatura.....	150

Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów

- A_{50} - wydłużenie procentowe; %
 b - długość wektora Burgersa; nm, μm , mm, cm
 C_x - stała charakteryzująca dynamikę zmian naprężenia powrotnego w modelu RGB
 D_B - średnia wielkość podziarna lub odległość od ścian komórek; nm, μm
 d - średnica ziarna; nm, μm
 f - udział objętościowy wydzielań
 F - siła obciążająca; N
 G - moduł ścinania, MPa
 g_{0i}, g_{0e} - znormalizowane energie aktywacji w modelu MTS
 HV - twardość mierzona w skali Vickersa
 H^* - energia aktywacji
 k - stała Boltzman'a; J/K
 l - średnia odległość pomiędzy przeszkodami; mm
 L - średnia długość linii dyslokacyjnej; nm, μm , mm, cm
 M - współczynnik Taylora
 m - współczynnik Schmidta
 n - wykładnik umocnienia
 r - promień wydzielonych cząstek; nm
 R_e - granica plastyczności; MPa
 R_m - wytrzymałość na rozciąganie; MPa
 R_m/R_e - zapas plastyczności; %
 S_i, S_e - współczynniki skalujące w modelu MTS
 T^* - temperatura homologiczna; K, $^{\circ}\text{C}$
 T_m - temperatura topnienia; K, $^{\circ}\text{C}$
 T_r - temperatura odniesienia; K, $^{\circ}\text{C}$
 V^* - objętość aktywowana; m^3 , cm^3 , mm^3
 X - zmiana naprężenia uplastyczniającego wywołana zmianą drogi odkształcenia
 Z - przewężenie procentowe; %
 $\beta_{\varepsilon}, \beta_{\sigma 1} - \beta_{\sigma 4}$ - parametry efektu Bauschingera
 γ - odkształcenie styczne
 $\dot{\gamma}$ - prędkość odkształcenia stycznego
 ε - intensywność odkształcenia
 ε_a - odkształcenie zakumulowane
 $\dot{\varepsilon}$ - prędkość odkształcenia; s^{-1}
 $\dot{\varepsilon}_{0i}, \dot{\varepsilon}_{0e}$ - znormalizowane początkowe prędkości odkształcenia w modelu MTS
 κ - średnia średnica wydzielonych cząstek; nm
 ρ, ρ_t - całkowita gęstość dyslokacji; m^{-2} , cm^{-2}
 ρ_c - gęstość dyslokacji wewnątrz komórek dyslokacyjnych w modelu Bergströma (z ang. *dislocation density in the cell interiors*); m^{-2} , cm^{-2}
 ρ_f - gęstość dyslokacji podczas odkształcenia pierwotnego w modelu RGB (z ang. *forward dislocation density*); m^{-2} , cm^{-2}
 ρ_{gnd} - gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych; m^{-2} , cm^{-2}
 ρ_m - gęstość dyslokacji mobilnych; m^{-2} , cm^{-2}
 ρ_r - gęstość dyslokacji podczas odkształcenia powrotnego w modelu RGB (z ang. *reverse dislocation density*); m^{-2} , cm^{-2}

- ρ_w - gęstość dyslokacji w ścianach komórek dyslokacyjnych w modelu Bergströma (z ang. *dislocation density in the cell walls*); m^{-2} , cm^{-2}
- σ - intensywność naprężenia; MPa
- σ^* - aktywowana cieplnie składowa naprężenia uplastyczniającego; MPa
- σ_{SS} - umocnienie od roztworu stałego; MPa
- σ_p - umocnienie wydzieleniowe; MPa
- σ_g - umocnienie od granic ziarn; MPa
- σ_{sg} - umocnienie od podstruktury; MPa
- σ_d - umocnienie dyslokacyjne; MPa
- τ - naprężenie styczne; MPa
- τ_k - krytyczne naprężenie styczne; MPa
- τ_c - naprężenie styczne wewnątrz komórek w modelu Bergströma; MPa
- τ_w - naprężenie styczne w ścianach komórek w modelu Bergströma; MPa
- C_{CC} - funkcja korelacji krzyżowej (z ang. *Cross- Correlation*)
- C_{SSD} - funkcja korelacji sumy kwadratów różnic (z ang. *Sum of Squared Differences*)
- $CRSS$ - krytyczne naprężenie styczne (z ang. *Critical Resolved Shear Stress*)
- DIC - system cyfrowej korelacji obrazu (z ang. *Digital Image Correlation*)
- EBU - energia błędu ułożenia
- $EBSD$ - dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych (z ang. *Electron Back Scattered Diffraction*)
- GND - gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych (z ang. *Geometrically Necessary Dislocations*)
- KAM - parametr określający średnią dezorientację pomiędzy punktami w danym obszarze (z ang. *Karnel Average Misorientation*)
- KWC - proces kątownego wielostopniowego ciągnięcia (z ang. *Accumulative Angular Drawing*)
- MES - Metoda Elementów Skończonych
- SEM - skaningowa mikroskopia elektronowa
- SPD - procesy z dużymi odkształceniami plastycznymi (z ang. *Severe Plastic Deformation*)

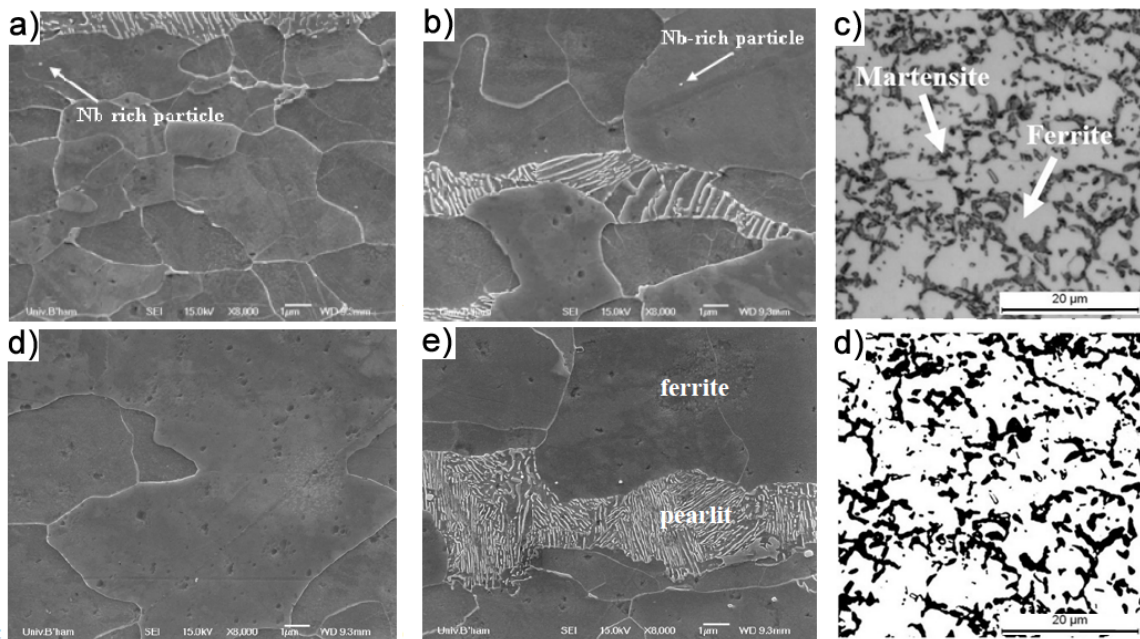
I. Część teoretyczna

Wprowadzenie

Rzeczywisty rozwój nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych ściśle związany jest z możliwościami przewidywania zmian zachodzących w ich strukturze oraz zjawisk kształtujących właściwości fizyczne, jak i mechaniczne. Pośród czynników procesowych i materiałowych historii odkształcenia, szczególnego znaczenia nabiera zmienna droga odkształcania, która daje możliwości tworzenia nowych materiałów o korzystnej konfiguracji właściwości wytrzymałościowych i plastycznych. Obecnie złożona historia odkształcenia wykorzystywana jest w większości procesów przeróbki plastycznej metali zarówno podczas kształtowania materiałów trudnoodkształcalnych (np. w procesach kucia), jak również przy wytwarzaniu materiałów nowoczesnymi metodami wykorzystującymi silną akumulację odkształcenia plastycznego technikami SPD (z ang. *Severe Plastic Deformation*). W każdym z tych przypadków, wymuszona zmiana kierunku odkształcania, może spowodować osłabienie materiału w kolejnym cyklu obciążenia [1,2]. Świadome kontrolowanie mechanizmów odkształcenia oraz wynikającej ze schematu obciążenia niejednorodności odkształcenia jest kluczowym aspektem dla rozwoju nowoczesnych technologii wytwarzania materiałów konstrukcyjnych.

Podczas procesów przeróbki plastycznej metali, ich zachowanie obserwowane w skali makroskopowej jest wynikiem procesów strukturalnych zachodzących na poziomie mikro i nano. W przypadku odkształcenia plastycznego w temperaturze pokojowej, rozwój mikrostruktury zazwyczaj reprezentowany jest przez zmianę struktury dyslokacyjnej. Procesy generowania, anihilacji, oddziaływania między dyslokacjami oraz dyslokacji z innymi elementami struktury mają istotny wpływ na zjawisko umocnienia materiału.

W celu poprawnego doboru parametrów procesowych niezbędne jest poznanie sposobu oddziaływania poszczególnych mechanizmów odkształcenia oraz umocnienia na właściwości metali poddanych złożonej historii odkształcenia. Nabiera to szczególnego znaczenia w przypadku zastosowania materiałów o złożonej strukturze, których przykładem są stale wielofazowe oraz umacniane wydzieleniowo (Rys. 1). Występujące w materiale cząstki fazy obcej, którymi mogą być zarówno wydzielenia jak i np. kolonie perlitu, stanowią dodatkowe źródło umocnienia poprzez blokowanie swobodnego ruchu dyslokacji podczas odkształcenia plastycznego [3].



Rys. 1 Przykładowe mikrostruktury stali mikrostopowej z dodatkiem Nb z oznaczeniem wydzieliń Nb- a, b); fazy ferrytycznej- d); fazy perlitycznej- e)[4] oraz stali wielofazowej DP780 z oznaczeniem fazy ferrytycznej i martenzytycznej -c), udział poszczególnych faz (faza ferrytyczna- biała ~70%; faza martenzytyczna- czarna~30%) [5].

W rezultacie dyslokacje mogą zostać zatrzymane, zakotwiczone bądź tworzyć spiętrzenia co powoduje, że zmianie ulega rola poszczególnych mechanizmów umocnienia materiału. Podczas procesów charakteryzujących się zmianą kierunku odkształcenia spiętrzenie dyslokacji na przeszkodach może spowodować działanie tzw. powrotnego naprężenia od dyslokacji, a to z kolei może prowadzić do występowania zjawiska Bauschinger'a [3]. Określenie efektów pochodzących od różnych składowych mechanizmów umocnienia często jest trudne do jednoznacznego określenia [6,7]. Charakterystyczna dla materiałów rozpatrywanych w niniejszej rozprawie jest konieczność podkreślenia znaczenia umocnienia wydzieleniowego i odkształceniowego w stosunku do umocnienia roztworowego.

Ze względu na złożoność, procesy projektowania oraz optymalizacji odkształcenia plastycznego z zastosowaniem złożonego schematu obciążenia, wymagają zastosowania analizy wieloskalowej oraz wspomaganie modelowaniem numerycznym. Istnieje wiele modeli naprężenia uplastyczniającego wykorzystywanych podczas symulacji komputerowych. Część z nich opiera się na równaniach empirycznych np. model Chaboche'a, natomiast inne oparte są na podstawach fizycznych i zjawiskach jakie zachodzą w odkształcanym materiale. Niemniej jednak pojawiające się nowe problemy wymagają ciągłego doskonalenia istniejących rozwiązań.

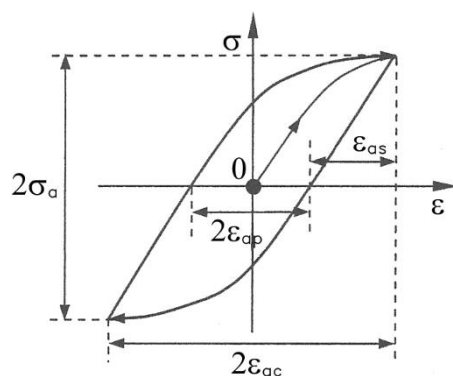
W niniejszej rozprawie zostanie omówiony wpływ zastosowania zmiennej drogi odkształcenia na mechanizmy umocnienia w oparciu o stale wielofazowe i umacniane wydzieleniowo. Reorganizacja struktury dyslokacyjnej, a tym samym jej rozwój obserwowany w skali mikro oraz wpływ na zachowanie się materiału w skali makro, został uwzględniony w procesie symulacji numerycznej poprzez zastosowanie odpowiednich modeli reologicznych, w których główną zmienną wewnętrzną będzie zmiana średniej gęstości dyslokacji wraz z odkształceniem plastycznym. Dodatkowo bazując na analizie literaturowej oraz badaniach laboratoryjnych zaproponowana zostanie modyfikacja wybranego modelu reologicznego w celu jak

najdokładniejszego odzwierciedlenia zjawisk zachodzących podczas zastosowania złożonej historii odkształcania.

1. Zmienna droga odkształcania

1.1. Odkształcenia cykliczne

Materiały konstrukcyjne stosowane w przemyśle poddawane są różnym operacjom kształtowania plastycznego, które mają na celu zarówno nadanie wyrobom odpowiednich wymiarów, ale również określonych własności końcowych. Coraz częściej w nowoczesnych procesach kształtowania materiałów, procesy przeróbki plastycznej charakteryzują się złożoną drogą odkształcania często zmieniającą się w sposób cykliczny. Sprężysto- plastyczne odkształcenie cykliczne powoduje powstanie tzw. pętli histerezy w każdym cyklu obciążenia. Przykład pętli histerezy został przedstawiony na Rys. 1.1. Pole wewnątrz pętli jest miarą energii doprowadzanej do materiału podczas jego obciążenia. Zmiana charakterystyki oraz rozmiarów pętli histerezy pozwala na określenie zmian własności mechanicznych materiału podczas procesu odkształcania.

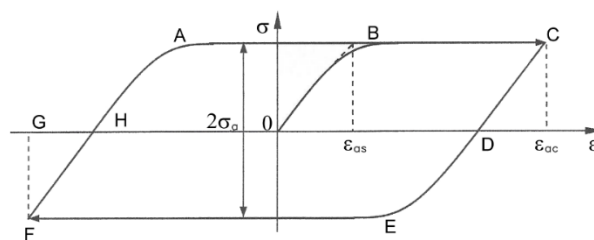


Rys. 1.1 Pętla histerezy materiału sprężysto- plastycznego z umocnieniem krzywoliniowym bez uwzględnienia efektu Bauschingera [8].

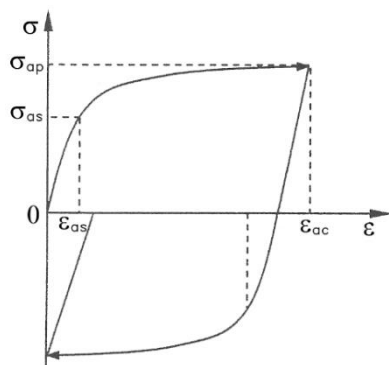
W literaturze można znaleźć podział odkształceń cyklicznych na trzy podstawowe rodzaje:

- cykliczne odkształcanie symetryczne, w których pętle histerezy uzyskuje się przy pomocy dwóch metod: przy zachowaniu stałej wartości odkształcenia bądź przy zachowaniu stałej wartości naprężenia w każdym cyklu (Rys. 1.2a),
- cykliczne odkształcanie jednostronne, w których materiał odkształcany jest przy zachowaniu stałej pętli histerezy aż do momentu pęknięcia (Rys. 1.2b),
- cykliczne odkształcanie kroczące, w których na skutek umocnienia materiału następuje wzrost wartości naprężenia w każdym cyklu przy zachowaniu stałej amplitudy odkształcenia (Rys. 1.2c) [8].

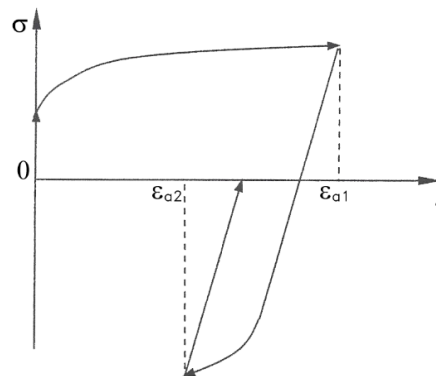
a)



b)



c)



Rys. 1.2 Pętla histerezy dla cyklicznego odkształcenia symetrycznego- a); jednostronnego- b); kroczącego- c) [8].

Pętle histerezy prezentowane na Rys. 1.2 nie odzwierciedlają w pełni zachowania się materiału podczas rzeczywistych procesów odkształcenia plastycznego o charakterze cyklicznym ze względu na fakt, iż nie uwzględniają efektu Bauschingera. Zjawisko efektu Bauschingera powodujące obniżenie granicy plastyczności w wyniku zmiany kierunku działającego obciążenia zostało przeanalizowane w **Rozdziale 4** niniejszej pracy.

1.2. Procesy charakteryzujące się złożoną drogą odkształcenia

Brak zrozumienia wpływu zmiennej drogi odkształcania na zmiany mikrostrukturalne materiału, a w konsekwencji na własności wyrobu gotowego może być przyczyną znacznych rozbieżności pomiędzy przewidywanym a rzeczywistym zachowaniem się materiału w warunkach przemysłowych. Najczęściej błędny opis własności materiału spowodowany jest zastosowaniem modeli konstytutywnych, które opierają się na wyidealizowanych badaniach w warunkach laboratoryjnych. Stosowane uproszczenia mogą doprowadzić do zawyżenia wartości naprężenia uplastyczniającego w kolejnym cyklu odkształcenia (po zmianie kierunku obciążenia) poprzez nieuwzględnienie efektu Bauschingera.

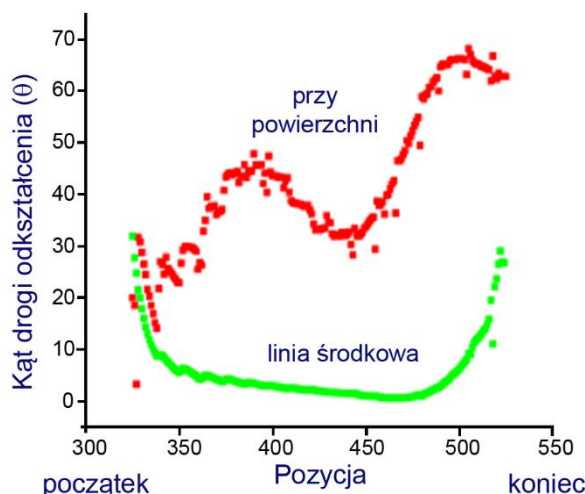
W rzeczywistych procesach przemysłowych, zmiana drogi odkształcenia jest znacznie bardziej skomplikowana niż w przypadku cyklicznych badań laboratoryjnych i w wielu przypadkach zmienia się w sposób ciągły. Zjawisko to zostało zaprezentowane w postaci zmiany kąta drogi odkształcenia podczas symulacji fizycznej procesu walcowania (Rys. 1.3). Kąt drogi odkształcenia określający wielkość zmiany stanu odkształcenia podczas procesu i można go zapisać w następujący sposób [9]:

$$\cos\theta = \frac{d\varepsilon_p \cdot d\varepsilon}{\sqrt{d\varepsilon_p \cdot d\varepsilon_p} \cdot \sqrt{d\varepsilon \cdot d\varepsilon}} \quad (1.1)$$

Gdzie $d\varepsilon_p, d\varepsilon$ są wektorami odkształcenia w przestrzeni odkształceń opisującej odpowiednio odkształcenie wstępne oraz kolejne odkształcenia. Jeśli odkształcenie wstępne i kolejne odkształcenia odbywają się w tym samym kierunku oraz zachowana jest stała prędkość odkształcenia to równanie (1.1) można zapisać:

$$\cos\theta = \frac{\dot{\varepsilon}_p \cdot \dot{\varepsilon}}{\sqrt{\dot{\varepsilon}_p \cdot \dot{\varepsilon}_p} \cdot \sqrt{\dot{\varepsilon} \cdot \dot{\varepsilon}}} \quad (1.2)$$

Gdzie $\dot{\varepsilon}_p, \dot{\varepsilon}$ są tensorami prędkości odkształcenia odpowiadającymi odpowiednio odkształceniu wstępnemu oraz kolejnym odkształceniom. Wartość kąta drogi odkształcenia równa 180° definiuje pełną zmianę kierunku, natomiast gdy $\theta = 0^\circ$ odkształcenie jest monotoniczne.

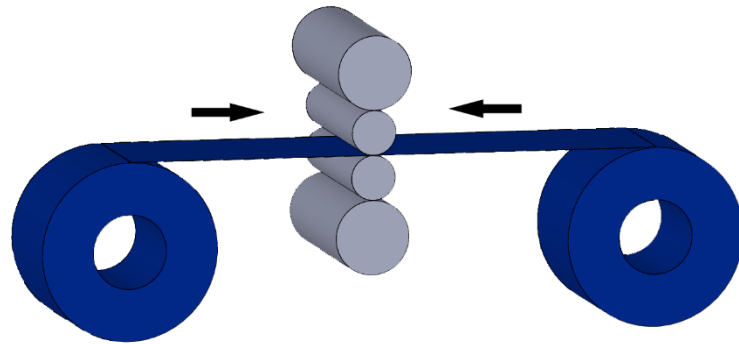


Rys. 1.3 Zmiana kąta drogi odkształcenia przy powierzchni oraz w środkowej części walcowanego pasma na długości strefy odkształcenia [9].

Poniżej zostały przedstawione przykłady rzeczywistych procesów przeróbki metali, w których jednym z kluczowych parametrów jest zmienna droga odkształcenia.

Proces walcowania nawrotnego

Schemat procesu walcowania nawrotnego na zimno (z ang. *Cold Reversing Rolling*) został zaprezentowany na Rys. 1.4. Podczas tego procesu materiał podawany jest między walce, w kolejnym przepuście zmianie ulega kierunek obrotu walców i następuje kolejne odkształcenie pasma [10]. Taki schemat powtarzany jest aż do uzyskania odpowiednich wymiarów wyrobu gotowego zazwyczaj w postaci blachy bądź taśmy. Do głównych zalet technologii walcowania nawrotnego w porównaniu z konwencjonalnym procesem w układzie liniowym, należy zaliczyć wysoką jakość powierzchni, możliwość odkształcenia szerokiej gamy materiałów, również tych trudnoodkształcalnych oraz zmniejszenie kosztów produkcyjnych [11].

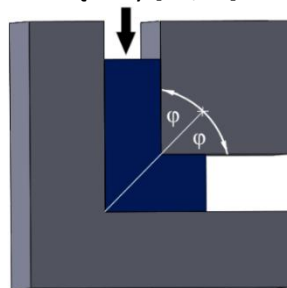


Rys. 1.4 Schemat procesu walcowania nawrotnego na zimno.

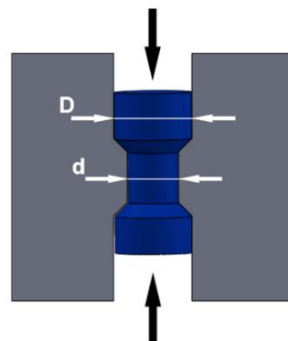
Procesy SPD (z ang. *Severe Plastic Deformation*)

Procesy SPD to procesy przeróbki plastycznej wykorzystujące silną akumulację odkształcenia, stosowane są one w celu uzyskania struktur ultradrobnoziarnistych co w znacznym stopniu wpływa na podwyższenie własności wytrzymałościowych oraz poprawia niektóre własności technologiczne uzyskiwanych wyrobów końcowych. Procesy te prowadzone są w temperaturze otoczenia lub w warunkach przeróbki plastycznej na ciepło. Jedną z najważniejszych cech charakterystycznych dla tej grupy metod jest silna akumulacja efektów odkształcenia oraz jego niejednorodności. Część obecnie stosowanych metod SPD zostało schematycznie przedstawione na Rys. 1.5.

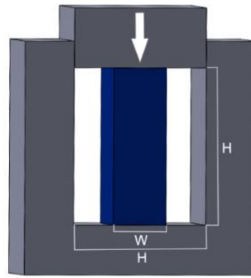
- a) ECAP (z ang. *Equal channel angular pressing*)
Proces wyciskania przez kanał kątowy [12,13]



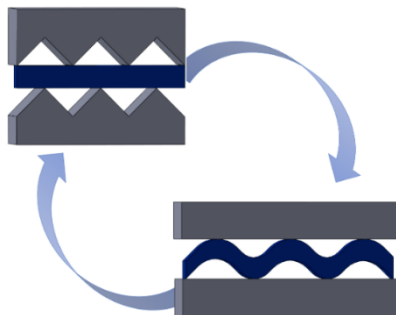
- b) CEC (z ang. *Cyclic extrusion compression*)
Proces cyklicznego wyciskania [14,15]



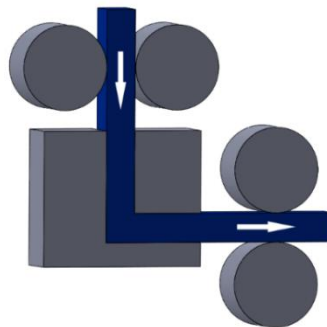
- c) MF (z ang. *Multiaxial forging*)
Wieloosiowy proces kucia [16,17]



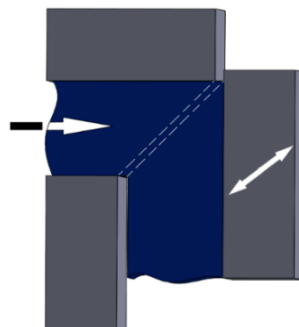
- d) RCS (z ang. *Repetitive corrugation and straightening*)
Proces powtarzającego się fałdowania i prostowania [18]



- e) CSPD (z ang. *Continuous severe plastic deformation*)
Proces ciągłej akumulacji odkształcenia [6]



- f) I-ECAP (z ang. *Incremental deformation processes*)
Przyrostowy sposób wyciskania przez kanał kątowy [19,20]



- g) Conshearing-1 [21,22] oraz ECAD (z ang. *Equal Channel Angular Drawing*)
Ciągnięcie przez kanał kątowy- 2 [23]



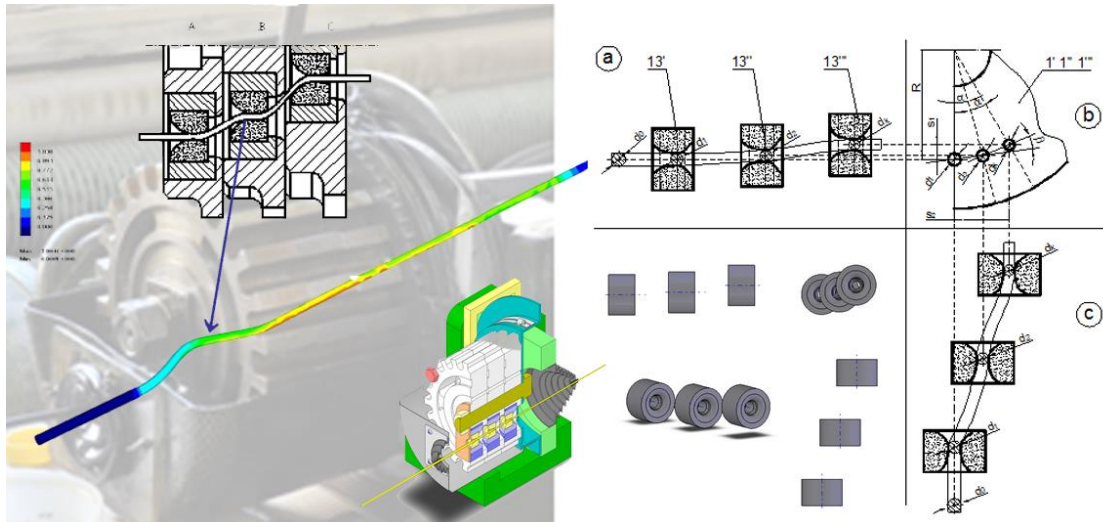
Rys. 1.5 Zestawienie różnych metod SPD wykorzystujących zmienną drogę odkształcenia.

Jedną z najistotniejszych cech w procesach SPD jest wykorzystanie zmiennej drogi odkształcenia, która w rezultacie pozwala na uzyskanie szeregu efektów strukturalnych w materiale poddanym odkształceniu plastycznemu. Ścisła kontrola parametrów charakteryzujących drogę odkształcenia daje możliwości kontroli oraz sterowania parametrami wyrobu końcowego. W tym celu zazwyczaj wykorzystywane są mechanizmy tzw. rekrytalizacji „in-situ” czyli rozdrobnienia ziarna w wyniku zastosowania silnej akumulacji energii odkształcenia [24,25]. W przypadku procesów SPD podczas odkształcenia wprowadzana jest duża liczba dyslokacji tworząca granice ziaren niskiego kąta, które wraz ze zwiększającym się odkształceniem ulegają zmianie w granice wysokiego kąta [26]. Granice dyslokacyjne powstałe podczas procesu odkształcenia mogą tworzyć tzw. granice dyslokacyjne geometrycznie niezbędne (GNBs) w formie pasm ścinania lub warstw dyslokacyjnych, bądź granice dyslokacyjne geometrycznie przypadkowe (IDBs), występujące w formie skupisk pomiędzy GNBs. Udział objętościowy tworzonych granic wzrasta wraz z odkształceniem plastycznym i w znaczącym stopniu wpływa na umocnienie materiału.

Obecnie metody SPD służą głównie do badań nad zachowaniem się struktur o dużym poziomie rozdrobnienia. Niewielkie wymiary wyrobów końcowych ograniczają możliwości wykorzystania metod SPD w warunkach przemysłowych, niemniej istnieją już technologie wykorzystujące opisane efekty.

Proces Kąowego Wielostopniowego Ciągnięcia- KWC (z ang. *Accumulative Angular Drawing*)

Proces kąowego wielostopniowego ciągnięcia wykorzystuje złożoną historię odkształcenia w celu poprawy zarówno własności mechanicznych jak i technologicznych wyrobów ciągniętych. Proces ten polega na ciągnięciu profilu okrągłego przez zespół ciągań o łukowym kształcie strefy zgniatającej [27]. Podczas procesu występuje silna akumulacja odkształcenia w warstwach przypowierzchniowych pozwalająca na uzyskanie wzrostu własności wytrzymałościowych i plastycznych w wyrobach ciągniętych. Efekt wzrostu własności mechanicznych jest znaczny, zwłaszcza w przypadku drutów o małych średnicach końcowych. Akumulacja odkształcenia uzyskiwana jest przez jednoczesne działanie czterech źródeł odkształcenia: redukcję średnicy, ścinanie z nagniataniem, zginanie oraz skręcanie. Zmienna droga odkształcenia umożliwia uzyskanie dodatkowego odkształcenia poprzez jednostronne dogniatanie w wyniku ugięcia profilu na wyjściu ze strefy odkształcenia każdego z ciągań. Podstawową różnicą pomiędzy tradycyjnym procesem ciągnięcia a procesem KWC jest akumulowanie dodatkowego odkształcenia niejednorodnego, co w efekcie powoduje zgromadzenie dużo większej energii odkształcenia [28,29]. Schemat procesu ciągnięcia z wykorzystaniem urządzenia do kąowego wielostopniowego ciągnięcia został przedstawiony na Rys. 1.6.



Rys. 1.6 Schemat procesu kąтового wielostopniowego ciągnięcia KWC [27].

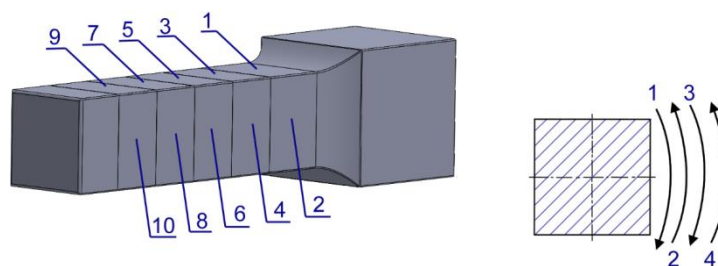
Prezentowane urządzenie składa się z trzech płyt obrotowych, w każdej z nich znajduje się gniazdo z ciągnadłem. Płyty umieszczone są na wałku, który umożliwia ich obrót o zadany kąt.

Do zalet prezentowanego procesu należy zaliczyć możliwość stosowania szerokiej gamy materiałów, kontrolę rozkładu zmian mikrostrukturalnych na przekroju poprzecznym oraz opóźnienie inicjacji pęknięć w warstwach przypowierzchniowych [30].

Proces kąтового wielostopniowego ciągnięcia został opatentowany na Wydziale Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej Akademii Górniczo Hutniczej im. Stanisława Staszica w Krakowie.

Procesy kucia swobodnego

W procesach kucia, przede wszystkim swobodnego, zmiana drogi odkształcenia często wynika z wielooperacyjnego charakteru tych procesów. Zmiana kierunku odkształcania występuje zarówno na początkowym etapie procesu podczas wstępnego przekuwania wlewka kuźniczego, jak i na kolejnych etapach, kiedy stosowane są kolejne sekwencje operacji kucia. Podczas operacji kucia materiał wsadowy w postaci np. wlewka zostaje poddany odkształceniu wstępnemu, zostaje usunięta zbieżność, następnie materiał zostaje poddany jednej z podstawowych operacji kucia przy zastosowaniu dużych wartości gniotów. Celem wstępnego przerób materiału o strukturze lanej jest rozdrobnienie i rozproszenie składników strukturalnych oraz zwiększenie gęstości poprzez zamykanie pustek i nieciągłości, które są pozostałością po procesie odlewania. Dalszą część procesu kucia łączy zwykle, w dowolnej kolejności oraz dowolnej ilości, podstawowe operacje kuźnicze: spęczanie, wydłużanie, przebijanie, gięcie, cięcie, skręcanie i zgrzewanie. Dodatkowo zmianę drogi odkształcenia można zaobserwować podczas pojedynczych operacji kucia swobodnego. Przykładem może być operacja wydłużania, w której materiał w jednym przejściu jest odkształcany, a następnie obracany o kąt 90° i ponownie odkształcany w miejscu, gdzie wystąpiło poszerzenie. Schemat procesu wydłużania został przedstawiony na Rys. 1.7.

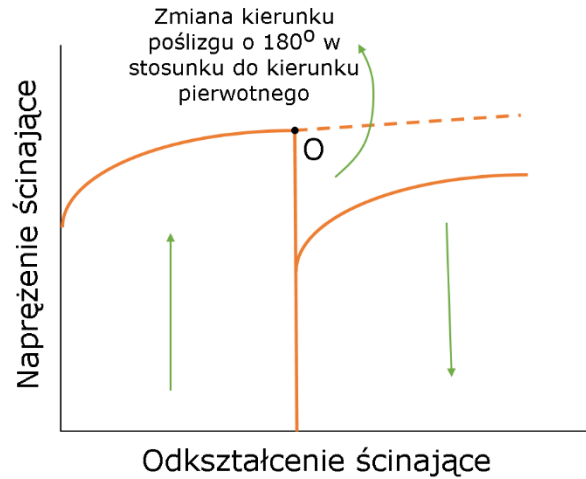


Rys. 1.7 Kolejność uderzeń podczas operacji wydłużania, przy obracaniu ruchem wahadłowym [31].

2. Mechanizmy odkształcenia towarzyszące procesom przeróbki plastycznej z zastosowaniem złożonej historii odkształcenia

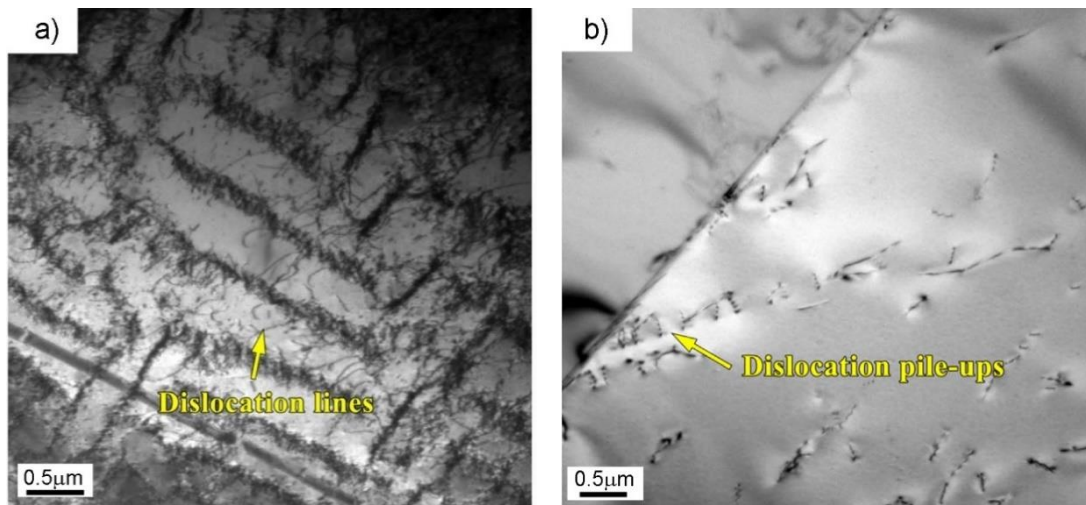
W materiale polikrystalicznym poddanym odkształceniom plastycznym w temperaturze pokojowej rozwój mikrostruktury, a zatem i mechanizmy odkształcenia rozpatruje się głównie jako zmianę struktury dyslokacyjnej. Przebieg procesu odkształcenia oraz zmian mikrostrukturalnych materiału zależy w dużej mierze od rodzaju materiału (energii błędu ułożenia (EBU), struktury krystalicznej itd.), temperatury oraz prędkości odkształcenia, a także drogi odkształcenia [32]. Zastosowanie, w procesach przeróbki plastycznej, złożonej historii odkształcenia prowadzi do częściowej lub całkowitej przebudowy struktury dyslokacyjnej powstałej w poprzednich etapach odkształcenia i powstaniu nowych układów dyslokacyjnych odpowiadających aktualnemu stanowi obciążenia materiału. Tworzące się nowe oraz już istniejące dyslokacje dążą do zmniejszenia energii układu.

W przypadku zastosowania odkształceń cyklicznych, jeśli początkowa gęstość dyslokacji w materiale jest mała, namnażanie się dyslokacji prowadzi do tzw. umocnienia cyklicznego (z ang. *cyclic hardening*). W przypadku, kiedy początkowa gęstość dyslokacji jest stosunkowo duża np. poprzez umocnienia materiału w poprzednim cyklu, materiał może ulec tzw. mięknięciu (z ang. *softening*) na skutek przegrupowania oraz anihilacji układów dyslokacyjnych, co szczegółowo zostało opisane w **Rozdziale 5**. Podczas odkształcenia na zimno następuje umocnienie materiału poprzez interakcje dyslokacji pomiędzy sobą oraz z różnego rodzaju przeszkodami, które utrudniają ich swobodne poruszanie się. Ilość dyslokacji w kryształach wzrasta wraz z odkształceniem. Gęstość dyslokacji w kryształach wyżarzonych wynosi 10^5 - 10^6 cm^{-2} , natomiast podczas odkształcenia na zimno wzrasta i wynosi 10^{10} - 10^{12} cm^{-2} [33]. Gdy podczas procesu odkształcenia zastosowana jest złożona historia odkształcenia zmianie ulega znaczenie poszczególnych mechanizmów odkształcenia oraz sposób ich działania w porównaniu z procesami monotonicznymi.



Rys. 2.1 Krzywa płynięcia podczas odkształcenia cyklicznego.

Na Rys. 2.1 przedstawiony został przypadek, gdzie materiał został poddany obciążeniu aż do punktu *O*, odciążony, a następnie obciążony w kierunku przeciwnym do oryginalnego kierunku poślizgu. W takim procesie napężenie wsteczne powstałe w wyniku spiętrzenia się dyslokacji na przeszkodach podczas pierwszego cyklu odkształcania, wspomaga przemieszczanie się dyslokacji podczas zmiany kierunku poślizgu (Rys. 2.2).



Rys. 2.2 Mikrostruktura stali 304L po odkształceniu cyklicznym- linie dyslokacji w strukturze labiryntowej - a); Spiętrzenie dyslokacji w stali 304L -b) [34].

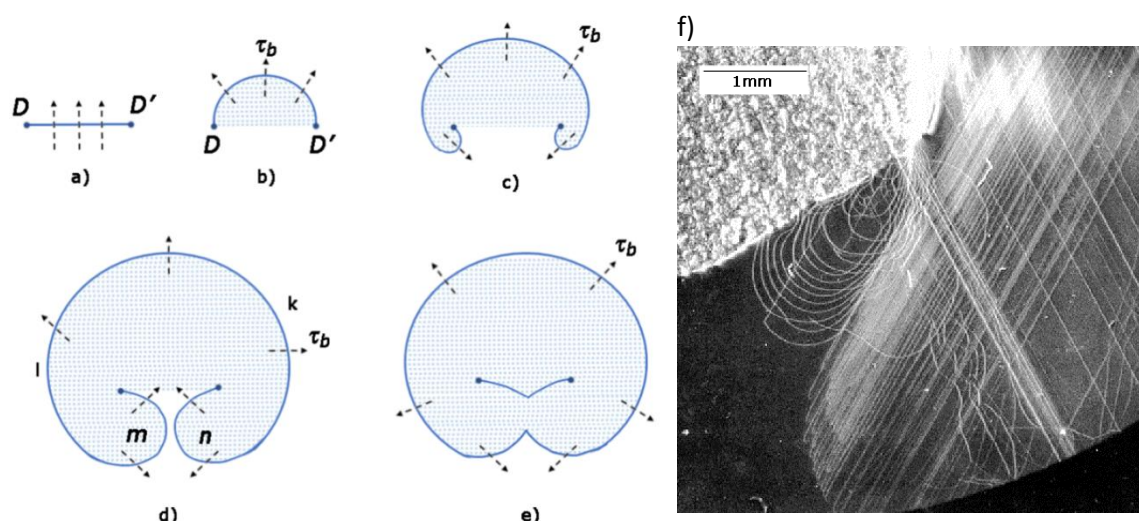
Dodatkowo, kiedy kierunek poślizgu ulegnie zmianie, dyslokacje o przeciwnych znakach mogą być tworzone poprzez działanie tych samych źródeł co dyslokacje odpowiedzialne za odkształcenie w kierunku pierwotnym. Do mechanizmów odpowiedzialnych za regeneracyjne namnażanie się dyslokacji można zaliczyć m. in. źródła Franka- Reada, wielokrotny poślizg poprzeczny oraz emisję z granic ziaren dużego kąta.

Działanie mechanizmu namnażania się dyslokacji pochodzących od źródeł Franka- Reada zostało schematycznie przedstawione na Rys. 2.3. Pętla dyslokacyjna posuwa się pod wpływem działania naprężeń. Linia dyslokacyjna pokazana na Rys. 2.3a leży na płaszczyźnie poślizgu. Mechanizm ten działa w przypadku, kiedy dyslokacja zakotwiczona jest na obu końcach przez różnego rodzaju przeszkody np. przecięcia się dyslokacji, węzły, złożone progi, granice ziaren bądź cząstek

wydzieleń drugiej fazy. Przyłożone naprężenie powoduje wyginanie się dyslokacji. Promień krzywizny dyslokacji ρ zależny jest od przyłożonego naprężenia stycznego zgodnie z równaniem (2.1):

$$\tau_0 = \frac{\alpha G b}{\rho} \quad (2.1)$$

W rezultacie dyslokacja tworzy dużą pętlę jak pokazano na Rys. 2.3d, gdy segmenty m i n zetkną się ze sobą, to ulega ona anihilacji i powstaje duża zamknięta pętla, w której wewnątrz znajduje się nowa dyslokacja (Rys. 2.3e). Segmenty k i l linii dyslokacyjnej mają różne orientacje krawędziowe, ze względu na ich położenie w stosunku do wektora Burgersa. Podobne zachowanie wykazują segmenty m i n mając odpowiednio dodatnią i ujemną orientację, dzięki czemu wzajemnie się przyciągają a następnie łączą i wzajemnie anihilują. Proces pochodzący od źródeł Franka- Reada ma charakter regeneracyjny i może prowadzić do wytworzenia całej serii takich pętli.

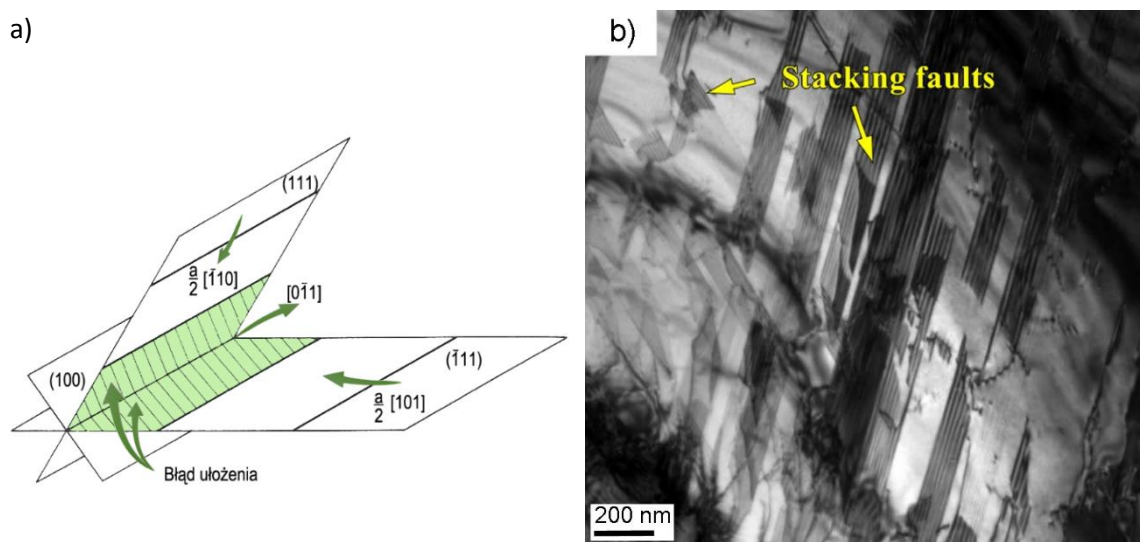


Rys. 2.3 Schematyczne działanie mechanizmu namnażania się dyslokacji pochodzących od źródeł Franka- Reada a-e) [33]; mikrofotografie źródła Franka-Reada uzyskany przy pomocy promieni rentgenowskich [35].

Warunkiem działania mechanizmu Franka- Reada jest możliwość swobodnego ruchu pętli dyslokacji w kierunku powierzchni kryształu. Jeśli jedna z pętli zostanie zatrzymana przez przeszkodę, wtedy działa odpychająco na następną pętlę i źródło Franka- Reada przestaje działać. Powstaje wtedy spiętrzenie dyslokacji przy przeszkodzie, którą może być np. wydzielenie fazy obcej. Zjawisko zatrzymania często obserwowane jest po zmianie kierunku działania naprężenia, które ma miejsce podczas procesów ze złożoną historią odkształcenia. Do momentu, kiedy dyslokacje o przeciwnych znakach będą się przyciągać i wzajemnie anihilować efektem będzie dalsze mięknięcie materiału. Tłumaczy to fakt, że krzywa płynięcia zarejestrowana dla odkształcenia powrotnego (Rys. 2.1- linia ciągła) osiąga niższe wartości naprężenia niż w przypadku odkształcenia monotonicznego. (Rys. 2.1- linia przerywana). W przypadku, kiedy poślizg poprzeczny może zachodzić z łatwością, źródło Franka- Reada może nigdy nie zakończyć pełnego cyklu. W takim przypadku wynikiem będzie jedna połączona progami, ciągła linia dyslokacyjna leżąca na wielu równoległych płaszczyznach. Taka pojedyncza linia dyslokacyjna może się rozszerzać i namnażać tak, że poślizg będzie rozprzestrzenił się z jednej płaszczyzny na drugą tworząc szerokie pasmo poślizgu. Zjawisko to nazywane jest wielokrotnym poślizgiem

poprzecznym, ten mechanizm jest bardziej efektywny od wcześniej opisywanego źródła Franka-Reada, ponieważ prowadzi do szybszego namnażania się dyslokacji.

W celu zrozumienia powstania naprężenia wstecznego oraz jego znaczenia w opisie płynięcia materiału poddanego złożonej historii odkształcenia, konieczne jest zidentyfikowanie przeszkód, które blokują swobodny ruch dyslokacji. Mikroskopowe cząstki ciał stałych bądź atomy obce mogą działać jako przeszkody dla swobodnego ruchu dyslokacji. Dodatkowo przeszkody mogą wynikać z faktu poślizgu dyslokacji na przecinających się płaszczyznach poślizgu. Takie dyslokacje mogą się łączyć ze sobą w celu wytworzenia nowej dyslokacji, która nie jest położona w kierunku działania poślizgu. Dyslokacje o małej ruchliwości nazywane są dyslokacjami półutwierdzonymi (z ang. *sessile dislocation*). Ponieważ dyslokacje półutwierdzone nie leżą na płaszczyźnie poślizgu o niskim naprężeniu ścinającym, działają one jak przeszkody dla swobodnego ruchu dyslokacji, aż do momentu wzrostu naprężenia, które pozwoli na rozbić przeszkodę. Najważniejszą reakcją dyslokacyjną, która prowadzi do utworzenia dyslokacji jest powstanie tzw. bariery Lomera- Cottrella w metalach o sieci krystalicznej A1 poprzez poślizg na przecinających się płaszczyznach (Rys. 2.4).

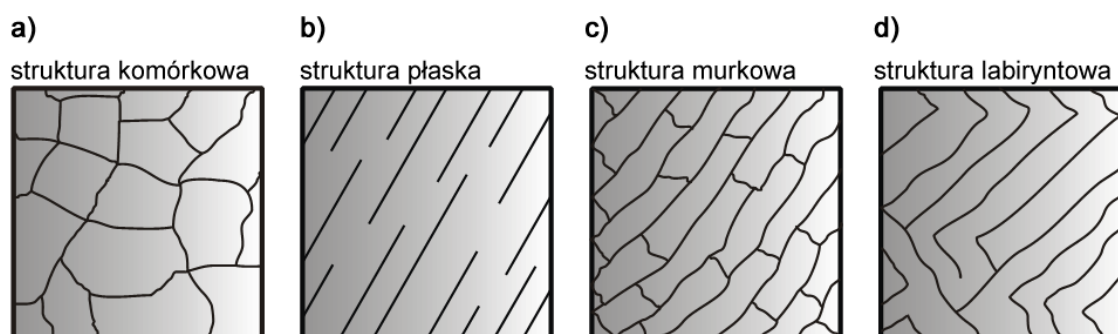


Rys. 2.4 Schematyczne przedstawienie bariery Lomera-Cottrella -a) [33]; mikrostruktura stali 304L podczas odkształcenia cyklicznego- błąd ułożenia -b) [34].

Bariery Lomera- Cottrella można powiązać z dużymi naprężeniami lub/ i wysoką temperaturą. Matematycznej analizie naprężenia potrzebnego do rozbić bariery wskutek poślizgu na płaszczyźnie (100) lub przez reakcję powrotu dyslokacji, z których została utworzona przeszkoda dokonał Stroh [36]. Wykazano jednak, że w przypadku dyslokacji śrubowych mogą one uciec przed spiętrzeniem się na przeszkodach poprzez poślizg poprzeczny zachodzący przed tym, jeśli wartość naprężenia będzie na tyle duża, aby rozbić przeszkodę. Tworzenie bariery Lomera- Cottrella jest bardzo ważnym mechanizmem odkształcenia materiałów o strukturze A1, jednak nie stanowi ono zasadniczego udziału w procesie umocnienia materiału.

W literaturze można znaleźć interesujące wyniki na temat wpływu zastosowanej historii odkształcenia na zmiany w strukturze materiału. Przykładem mogą być badania zespołu pod kierownictwem Socie'ego [37]. Polegały one na interpretacji zjawisk zachodzących podczas złożonej historii odkształcenia przez zastosowanie dwóch typów odkształceń: proporcjonalnych-wywołujących cykliczne skręcanie oraz nieproporcjonalnych, odbywających się po drodze w kształcie okręgu. Wynikiem tej analizy była identyfikacja rodzajów struktur dyslokacyjnych. W przypadku obciążeń nieproporcjonalnych zaobserwowano utworzenie się wielopoślizgowej

struktury o charakterze komórkowym (Rys. 2.5a). Powstanie struktury komórkowej jest wynikiem obrotu płaszczyzn maksymalnych naprężeń stycznych, które aktywują wtórne systemy poślizgu. Obciążenie proporcjonalne spowodowało powstanie pojedynczych struktur poślizgu tj. płaskie dyslokacje (Rys. 2.5b), których liczba zwiększa się wraz ze wzrostem amplitudy obciążenia. Podczas zastosowania małych wartości amplitudy i przesunięciu sygnałów odkształceń o kąt 90°, aktywowana jest chaotyczna struktura dyslokacyjna, którą tworzą struktury komórkowe (Rys. 2.5a), murkowe (Rys. 2.5c) oraz labiryntowe (Rys. 2.5d). Cykliczne umocnienie materiału na skutek działania odkształceń nieproporcjonalnych jest efektem zmiany charakteru tworzonych mechanizmów dyslokacyjnych.



Rys. 2.5 Rodzaje struktur dyslokacyjnych występujące podczas złożonej drogi odkształcenia [37].

Do podobnych wniosków w swojej pracy doszedł Cailletaud [38], który stwierdził, że efekt umocnienia materiału podczas cyklicznych obciążeń nieproporcjonalnych, jest wynikiem rosnącej liczny aktywowanych poślizgów oraz powstających mikro bliźniaków. Wyniki badań metalograficznych przedstawionych w pracy [38] wykazały, że po odkształceniu w złożonym stanie naprężenia, rodzaje struktur dyslokacyjnych takie jak poślizg czy struktura sieciowa są charakterystyczne w przypadku cyklicznego odkształcenia proporcjonalnego. Odkształceniom nieproporcjonalnym natomiast towarzyszy zanik wymienionych efektów na korzyść struktury murkowej, bliźniaczej a przede wszystkim komórkowej (Tablica 2.1).

Tablica 2.1 Procentowy udział ziaren w stali 316 wykazujących różne rodzaje struktur dyslokacyjnych na skutek działania zmiennej drogi odkształcenia [39].

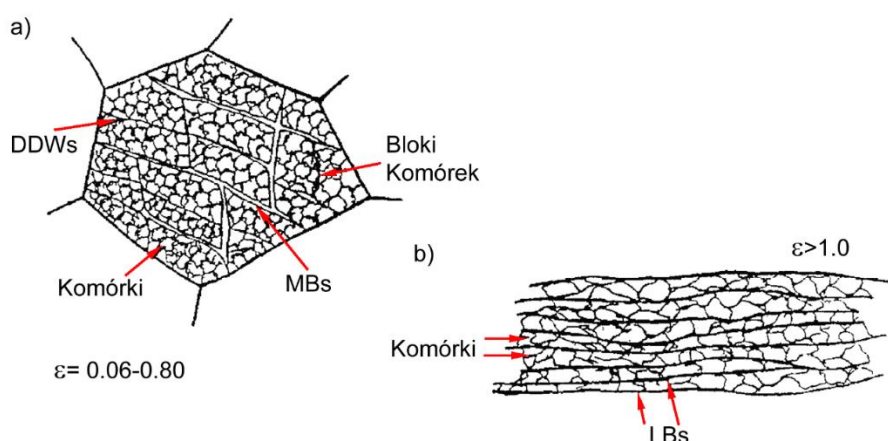
Rodzaj drogi obciążenia	Amplituda naprężenia efektywnego, MPa	Rodzaje struktur dyslokacyjnych (udział procentowy)				
		Poślizg płaski	Sieciowa	Murkowa	Komórkowa	Bliźniacza
Rozciąganie monotoniczne	305	94	6	0	0	0
Cykliczne skręcanie	370	40	25	15	20	0
Rozciąganie i skręcanie przesunięte w fazie o 90°	570	0	0	10	90	20
Rozciąganie i skręcanie (obciążenie typu „motylek”)	610	0	0	8	92	20

Prezentowane mechanizmy odkształcenia związane są z mechanizmami umocnienia występującymi podczas zastosowania złożonej historii odkształcenia. Rosnąca wartość odkształcenia plastycznego prowadzi do wzrostu średniej gęstości dyslokacji, co w konsekwencji prowadzi do umocnienia materiału. Zmiana kierunku odkształcenia może prowadzić do mięknięcia materiału (obniżenia granicy plastyczności), co w dużej mierze zależy od amplitudy odkształcenia oraz stanowi wynik formowania się nowych układów dyslokacyjnych uwolnionych z atmosfer Cottrella, a rosnącymi naprężeniami wewnętrznymi, które są skutkiem zachodzących poślizgów. Rodzaj struktury dyslokacyjnej uzależniony jest natomiast od rodzaju zastosowanej drogi odkształcenia co zostało zaprezentowane w Tablica 2.1.

W materiałach o strukturze krystalicznej A1 oraz A2 o wysokiej energii błędu ułożenia, poddanych przeróbce plastycznej na zimno z zastosowaniem dużych wartości odkształcenia granice ziaren pochodzą nie tylko z granic obecnych w nieodkształconym materiale. Jedną z najczęściej obserwowanych cech jest podział pierwotnych ziaren na mniejsze struktury płytkowe oddzielane granicami dyslokacyjnymi powstałymi podczas odkształcenia plastycznego [40,41]. Dodatkowo, znaczna część tych ziaren charakteryzuje się wysokim kątem dezorientacji ($<15^\circ$). Generowanie nowych granic wysokiego kąta przypisywane jest dwóm głównym mechanizmom:

Mechanizm związany z mikrostrukturą materiału

Mechanizm ten związany jest z rozwojem mikrostruktury oraz procesami dyslokacyjnymi zachodzącymi w materiale podczas obciążenia. W zależności od pierwotnej orientacji odkształcenie plastyczne powoduje podział ziaren na równoosiowe komórki ograniczone przez granice dyslokacyjne bądź bloki komórek oddzielone gęstymi ścianami dyslokacyjnymi i/lub mikropasmami w których kąt dezorientacji wzrasta wraz z odkształceniem. Wielkość kąta dezorientacji w tak wytworzonych ziarnach osiąga wartość 15° - 30° . Przy rosnącym odkształceniu plastycznym dodatkowo można zaobserwować, wzrost skłonności zmiany granic dyslokacyjnych z typowej struktury bloków komórek (obejmującej mikropasma oraz pojedyncze ściany dyslokacyjne otaczające bloki równoosiowych komórek) (Rys. 2.6a) na strukturę płytkową. W typowej strukturze płytkowej powstającej przy dużym obciążeniu granice płytkowe składają się z cienkich warstw komórek i podziarn zorientowanych wzdłuż kierunku płynięcia materiału (Rys. 2.6b) [40].



Rys. 2.6 Schematyczne przedstawienie odkształconej mikrostruktury oraz podziału ziarn w przypadku zastosowania $\epsilon=0.06-0.80$ z mikropasmami (z ang. *microbands*- MBs) i gęstymi ścianami dyslokacyjnymi (z ang. *dense dislocation walls*- DDWs) otaczających grupy komórek w blokach komórkowych- a) oraz w przypadku zastosowania $\epsilon>1$ z granicami o strukturze płytkowej (z ang. *lamellar boundaries*- LBs) równoległymi do kierunku płynięcia- b) [40].

Mechanizm związany z teksturą materiału

Równie ważnym mechanizmem tworzenia się granic wysokiego kąta są mechanizmy obejmujące podział ziarna i rozwój tekstury podczas odkształcenia poprzez obrót podzielonych kryształów w ziarnie do innych preferowanych orientacji. Podczas tego procesu granice ziaren wysokiego kąta wytwarzane są pośrednio oraz wykazują większy i szerszy zakres kąta dezorientacji o wartości 20°-60° [40]. Dla większości warunków odkształcenia, w celu uzyskania z początkowej tekstury, preferowanej tekstury końcowej niezbędna jest duża wartość obrotu poszczególnych kryształów. Jeśli ziarno jest podzielone, poszczególne krystality w ziarnie również mogą się obracać w kierunkach preferowanych orientacji końcowych. Końcowe orientacje poszczególnych kryształów mogą znacznie różnić się kątem dezorientacji, zatem wynikiem pośrednim tego procesu będą granice ziaren bardzo wysokiego kąta. Tworzenie granic ziaren o bardzo wysokim kącie dezorientacji w oparciu o rozwój tekstury materiału nastąpi dopiero po przekroczeniu pewnej wartości odkształcenia, gdy preferowana struktura końcowa będzie już dobrze rozwinięta [41].

W pracy [42] materiał został poddany procesowi cyklicznego skręcania próbki w dwóch wariantach, w pierwszym zastosowano dwa cykle natomiast w drugim osiem. Wartość odkształcenia zakumulowanego była taka sama w obu przypadkach. Podczas gdy mikrostruktura po odkształceniu dla obu badanych schematów wykazała podobny poziom granic niskiego kąta, w przypadku dwóch cykli skręcania zaobserwowano znacznie wyższą gęstość granic wysokiego kąta których kąt dezorientacji wahał się od 15° do 55°, niż w przypadku zastosowania ośmiu cykli skręcania próbki. Ponieważ początkowe kształty ziaren zostały przywrócone przez odkształcenie w kierunku powrotnym, poziom częstotliwości dezorientacji powinien być podobny w obu przypadkach. Zwiększona częstotliwość kąta dezorientacji w przypadku odkształcenia w dwóch cyklach może wynikać z tworzenia granic wysokiego kąta indukowany zwiększonym odkształceniem w poszczególnych cyklach. W przypadku zastosowania złożonej historii odkształcenia dla średnich i dużych wartości odkształcenia, zmiana struktury następuje za pomocą obu opisywanych mechanizmów co zostało zaprezentowane w pracy [42]. Jednak tworzenie nowych granic wysokiego kąta przez mechanizm związany z teksturą materiału wykazuje bardzo dużą wrażliwość na działanie zmiany drogi odkształcenia poprzez występowanie krytycznego stopnia odkształcenia dla odkształcenia monotonicznego.

3. Mechanizmy umocnienia

Podczas procesów przeróbki plastycznej w skutek odkształcenia plastycznego zachodzi umocnienie materiału, którego podstawowym źródłem jest oddziaływanie dyslokacji z różnego rodzaju przeszkodami. Ułożenie dyslokacji i możliwość ich ruchu uzależniona jest od struktury krystalicznej odkształcanego materiału, jego składu chemicznego, energii błędu ułożenia oraz warunków odkształcenia plastycznego. Właściwe określenie roli mechanizmów umocnienia w procesie kształtowania własności mechanicznych umożliwia prawidłowe zaprojektowanie złożonych procesów odkształcenia plastycznego. Dotychczasowe badania potwierdziły, iż rodzaj stosowanego materiału oraz sposobu obciążenia w znaczący sposób wpływa zarówno na wagę jak i sposób działania poszczególnych mechanizmów umocnienia. Umocnienie stali z mikrododatkiem stopowymi jest sumarycznym efektem oddziaływania następujących mechanizmów [3]:

- umocnienie odkształceniowe
 - dyslokacyjne
 - umocnienie od podstruktury
 - umocnienie od tekstury

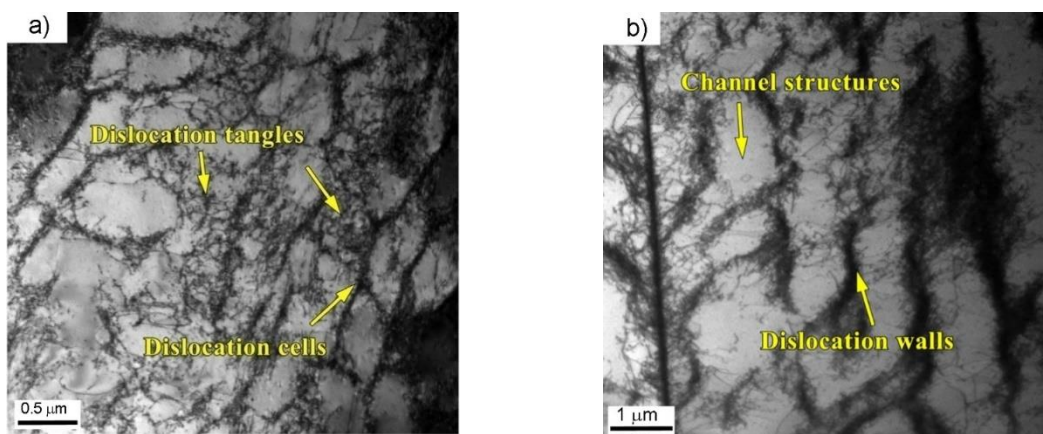
- umocnienie stopów cząstkami faz obcych
 - umocnienie wydzieleniowe
 - umocnienie dyspersyjne
- umocnienie od granic ziaren
- umocnienie roztworowe.

Odształcenie stali wielofazowych, w której występuje zarówno faza miękka (np. faza ferrytyczna) jak i twarda (np. faza martenzytyczna bądź mieszanina martenzyt- bainit) powoduje lokalizację plastycznego płynięcia w fazie miękkiej, co w połączeniu z fazą twardą, daje znacznie lepszą charakterystykę umocnienia. Faza twarda może stanowić dodatkowe źródło blokowania ruchu dyslokacji, a tym samym może prowadzić do szybszego umocnienia się materiału.

W przypadku stali mikrostopowych umacnianych cząstkami faz obcych poddawanych procesom charakteryzującym się złożoną historią odkształcenia na zimno największą rolę odgrywać będą dwie składowe mechanizmów umocnienia: umocnienie wydzieleniowe oraz umocnienie odkształceniowe. Niemniej jednak rozdzielenie efektów pochodzących od poszczególnych składowych mechanizmów umocnienia często jest trudne do jednoznacznego określenia.

3.1. Umocnienie odkształceniowe

Ogólnie umocnienie materiału jest efektem wytworzenia struktury determinującej zmniejszenie możliwości poruszania się dyslokacji bądź ich całkowitego blokowania przez liczne przeszkody w strukturze metali i stopów, kształtowanych w procesie przeróbki plastycznej. Stan materiału po odkształceniu najczęściej opisywany jest za pomocą pojęcia gęstości dyslokacji, która definiowana jest jako łączna długość linii dyslokacji na jednostkę objętości. Dyslokacje wzajemnie mogą się blokować i stanowić przeszkodę w swobodnym ruchu poślizgowym, co w efekcie prowadzi m.in. do tworzenia splotów dyslokacyjnych, ich spiętrzania i gromadzenia. Wynikiem tego jest tzw. umocnienie odkształceniowe. W odkształconym materiale można zaobserwować zarówno dyslokacje swobodne (rozmyślczone w sposób przypadkowy), zmagazynowane oraz takie, które tworzą sploty dyslokacyjne, ściany komórek i granice niskiego kąta (Rys. 3.1).



Rys. 3.1 Mikrostruktura stali ER308L po odkształceniu cyklicznym z zaznaczonymi komórkami dyslokacyjnymi (z ang. *dislocation cells*) oraz splotami dyslokacyjnymi (z ang. *dislocation tangles*) -a); mikrostruktura stali 304L po odkształceniu cyklicznym z zaznaczonymi ścianami dyslokacyjnymi (z ang. *dislocation walls*) oraz strukturą komórkową (z ang. *channel structures*) -b) [34].

Po odkształceniu plastycznym zazwyczaj trudno odróżnić rodzaj dyslokacji występujących w poszczególnych częściach mikrostruktury materiału, dlatego zazwyczaj badany jest rozkład dyslokacji z uwzględnieniem niejednorodności.

Zastosowanie gęstości dyslokacji jako zmiennej wewnętrznej podczas procesu modelowania własności materiałów daje możliwości odzwierciedlenia rzeczywistych zjawisk zachodzących podczas odkształcenia. Jedną z najbardziej istotnych obserwacji w teorii dyslokacji było zdefiniowanie związku pomiędzy przyłożonym naprężeniem stycznym a gęstością dyslokacji.

Podstawową zależnością opisującą plastyczne płynięcie materiału z uwzględnieniem gęstości dyslokacji jest równanie Taylora. Równanie (3.1) jest najczęściej wykorzystywane do uogólnionej oceny umocnienia pochodzącego od odkształcenia plastycznego.

$$\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2} \quad (3.1)$$

gdzie:

σ_d - naprężenia umocnienia dyslokacyjnego

G - moduł ścinania dla czystego żelaza $G = 8.1 \cdot 10^4 \text{ MPa}$

b - długość wektora Burgersa, dla ferrytu $b = 0.248 \text{ nm}$

ρ - gęstość dyslokacji

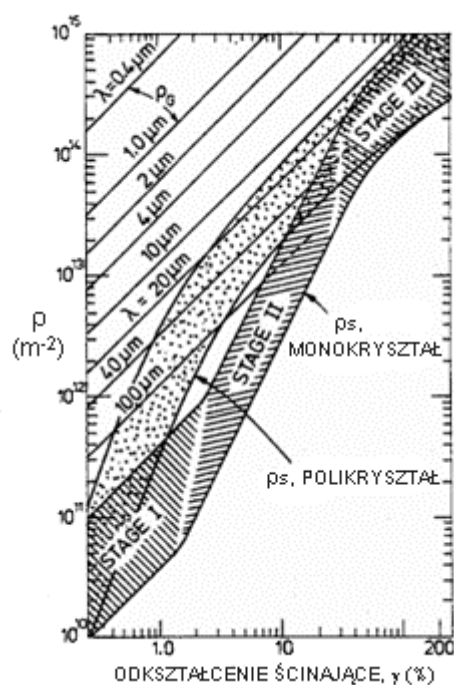
α - stała zależna od oddziaływania pomiędzy dyslokacjami, $\alpha = 0.38 - 1.33$ (dla stali ferrytycznych $\alpha = 0.8$)

Równanie (3.1) można przedstawić w innej formie, która dodatkowo uwzględnia początkową gęstość dyslokacji ρ_0 . Zależność opisywana równaniem (3.2) zakłada, iż w warunkach przeróbki plastycznej na gorąco bądź na ciepło naprężenie wewnętrzne jest równe naprężeniu uplastyczniającemu.

$$\sigma = \sigma_i = \alpha G b (\rho - \rho_0)^{1/2} \quad (3.2)$$

W swoich rozważaniach Ashby zaproponował uogólniony podział dyslokacji będących efektem odkształcenia plastycznego na dyslokacje statystycznie zmagazynowane oraz geometrycznie niezbędne. Dyslokacje statystycznie zmagazynowane są to dyslokacje zmagazynowane poprzez poruszanie się i wzajemne blokowanie w różnych, przecinających się płaszczyznach poślizgu. Gęstość tego typu dyslokacji zależy nie tylko od stopnia odkształcenia i temperatury odkształcanego materiału, ale również od jego struktury krystalicznej i energii błędu ułożenia- są one dominujące w warunkach jednorodnego odkształcenia. Dyslokacje geometrycznie niezbędne zostały zdefiniowane przez Ashbyego jako „układ, który zapewnia kompatybilność odkształceń pomiędzy obszarami materiału plastycznie niejednorodnego, przy czym naprężenia odpowiadające temu układowi nigdzie nie mogą przekraczać lokalnego naprężenia płynięcia” [43]. Odgrywają one szczególną rolę w przypadku odkształcenia materiałów wielofazowych poprzez kompensację gradientu odkształcenia pomiędzy dwoma rodzajami faz (sztywną i miękką) bądź obszarami o różnej gęstości dyslokacji, co pozwala na dopasowanie się kształtu ziarna do sąsiadujących krystalitów. Poza oczywistym wkładem dyslokacji geometrycznie niezbędnych do energii zmagazynowanej w materiale, mogą one również stanowić przeszkody, które powodują dodatkową akumulację dyslokacji statystycznie zmagazynowanych, poruszających się w dominującym systemie poślizgu.

Na Rys. 3.2 przedstawiono zależność gęstości statystycznie zmagazynowanych w funkcji odkształcenia, wyznaczoną na drodze eksperymentalnej przez Basinskiego [44,45] oraz zaznaczono wyniki oszacowania gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych, dokonanego przez Ashbyego w zależności od wymiaru charakterystycznego, który może stanowić m. in. wielkości ziarna bądź odległości między cząstkami w materiale kompozytowym.



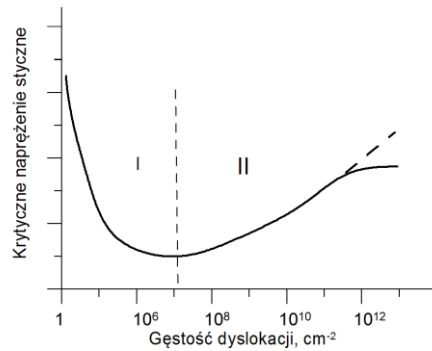
Rys. 3.2 Gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych i statystycznie zmagazynowanych w zależności od wymiaru charakterystycznego w funkcji odkształcenia [43].

Ze względu na rolę w kształtowaniu własności mechanicznych w procesach przeróbki plastycznej wyróżnia się trzy składowe mechanizmu umocnienia odkształceniowego:

- umocnienie dyslokacyjne
- umocnienie od podstruktury
- umocnienie od tekstury.

3.1.1. Krytyczne naprężenie styczne CRSS (z ang. *critical resolved shear stress*)

Rys. 3.3 przedstawia dwa charakterystyczne strefy różniące się gęstością dyslokacji. W pierwszym obszarze przy niskiej gęstości dyslokacji krytyczne naprężenie styczne osiąga bardzo wysokie wartości, po przejściu do obszaru drugiego duża i ciągle wzrastająca gęstość dyslokacji wywiera działanie umacniające za pośrednictwem odkształcenia plastycznego.



Rys. 3.3 Zmiana wielkości krytycznego naprężenia stycznego w funkcji gęstości dyslokacji [3].

W rzeczywistych procesach odkształcenia efektywna wartość naprężenia stycznego niezbędna do ruchu dyslokacji jest różnicą pomiędzy przyłożonym naprężeniem stycznym τ , a naprężeniem τ_i potrzebnym na pokonanie wewnętrznego oporu materiału, występującego na drodze przemieszczających się dyslokacji. Równanie opisujące tę zależność przyjmuje postać:

$$\tau_{ef} = \tau - \tau_i \quad (3.3a)$$

$$\tau_i = \tau^* + \tau_G \quad (3.3b)$$

gdzie:

τ_{ef} - efektywne naprężenie

τ - przyłożone naprężenie zewnętrzne

τ_i - naprężenie poślizgu (granica plastyczności, naprężenie uplastyczniające)

τ^* - składowa cieplna naprężenia poślizgu

τ_G - składowa atermiczna naprężenia wewnętrznego

Składowa cieplna naprężenia poślizgu w równaniu (3.3a) reprezentuje siły Peierlsa- Nabarro, oddziaływania dyslokacji z przeszkodami bliskiego zasięgu takimi jak: odosobnione dyslokacje, atomy pierwiastka rozpuszczonego, przecięcia dyslokacji oraz koherentne bardzo dyspersyjne cząstki wydzielen. Składowa ta jest silnie uzależniona od temperatury, która w znaczący sposób wspiera przemieszczanie się dyslokacji w otoczeniu przeszkód bliskiego zasięgu. Dodatkowo jest ona zależna od prędkości odkształcenia. W stopach metali, w których obserwowana jest duża liczba atomów obcych, jak w przypadku stali mikrostopowych, ta część naprężenia jest efektem odrywania atomów obcych od wspinających się uskoków na dyslokacjach śrubowych. Składową cieplną naprężenia można zdefiniować na podstawie ogólnego równania Orowana i zapisać w następującej postaci:

$$\tau^* = \frac{1}{V^*} \left[\Delta H^* + kT \ln \frac{l\dot{\epsilon}}{\rho_m A b v_D} \right] \quad (3.4)$$

gdzie:

V^* - objętość aktywowana

ΔH^* - energia aktywacji (energia potrzebna do przecięcia lasu dyslokacji)

ρ_m - gęstość przemieszczających się dyslokacji (dyslokacje mobilne)

l - średnia odległość pomiędzy dyslokacjami tworzącymi las dyslokacji (leżącymi w poprzek do płaszczyzny poślizgu)

k - stała Boltzmanna

ν_D - częstotliwość Debye'a

A – stała

Składowa atermiczna naprężenia wewnętrznego, pochodzi od przeszkód dalekiego zasięgu takich jak: granice ziarn, podziarn, wydzielenia niekoherentne, ściany komórek oraz inne złożone układy dyslokacyjne. Ogólnie przyjmuje się, że składowa atermiczna jest silnie zależna od składu chemicznego badanego materiału, historii przeróbki cieplno- plastycznej, zastosowanej obróbki cieplnej oraz struktury dyslokacyjnej odkształcanego materiału. W tym przypadku wpływ temperatury jest pomijalnie mały, jedynym oddziaływaniem temperaturowym jest spadek wartości modułu ścinania wraz ze wzrostem temperatury.

W materiałach o strukturze sieci krystalicznej A2 i wysokiej energii błędu ułożenia składowa aktywowana cieplnie odgrywa bardzo dużą rolę w opisie umocnienia odkształceniowego. Ważnym czynnikiem składowej aktywowanej cieplnie jest objętość aktywowana, która dla mniejszych wartości naprężeń wzrasta wraz ze wzrostem umocnienia.

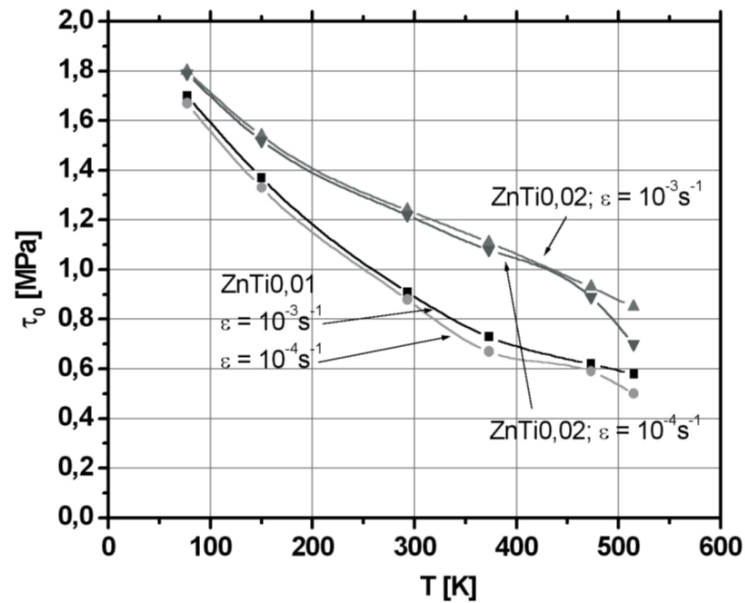
Podczas procesu odkształcenia wielkość poślizgu zależna jest od wielkości naprężenia stycznego wywołanego działaniem obciążenia zewnętrznego, rodzaju struktury krystalicznej oraz orientacji aktywnych płaszczyzn poślizgu. Mechanizm odkształcenia poprzez poślizg rozpoczyna się w momencie, gdy wartość naprężeń ścinających na płaszczyźnie poślizgu oraz w kierunku działania poślizgu osiągnie pewną wartość progową zwaną krytycznym naprężeniem stycznym. Parametr ten określa odporność monokryształu na odkształcenie plastyczne, a jego wartość odpowiada granicy plastyczności polikryształu. Wartość krytycznego naprężenia stycznego zależna jest głównie od ilości i rodzaju zanieczyszczeń, temperatury oraz szybkości odkształcenia [33,46]. Wielkość krytycznego naprężenia stycznego w dużej mierze zależy od interakcji dyslokacji pomiędzy sobą oraz innymi przeszkodami napotykanym podczas odkształcania. Wartość CRSS jest większa niż naprężenie potrzebne do ruchu pojedynczej dyslokacji oraz znacznie mniejsza niż naprężenie potrzebne do rozpoczęcia poślizgu w idealnej sieci krystalicznej. Z tego względu wartość krytycznego naprężenia stycznego powinna się zmniejszać wraz ze zmniejszeniem się ilości defektów występujących w sieci, pod warunkiem, że całkowita liczba dyslokacji nie osiągnie wartości zerowej. W taki przypadku wielkość krytycznego naprężenia stycznego gwałtownie rośnie do wartości wytrzymałości na ścinanie kryształu doskonałego. Przykładowe wartości krytycznych naprężeń stycznych dla wybranych metali zostały przedstawione w Tablica 3.1.

Tablica 3.1 Systemy poślizgu w temperaturze pokojowej oraz wartości krytycznego naprężenia stycznego dla monokryształów wybranych metali [33].

Metal	Typ sieci krystalicznej	Czystość, %	System poślizgu	Krytyczne naprężenia styczne, MPa
Cu	A1	99.999	(111) [110]	0.65
		99.98	(111) [110]	0.94
Ni	A1	99.8	(111) [110]	5.7
Fe	A2	99.96	(110) [111]	27.5
			(112) [111]	

			(123) [111]	
Mo	A2	99.96	(110) [111]	49.0
Zn	A3	99.999	(0001) [11 $\bar{2}$ 0]	0.18
Ti	A3	99.99	(1010) [11 $\bar{2}$ 0]	13.7
		99.9	(1010) [11 $\bar{2}$ 0]	90.1

Wzrost temperatury podczas procesu powoduje spadek wartości CRSS. Dodatkowo wzrost prędkości odkształcenia również powoduje zmniejszenie wartości krytycznego naprężenia stycznego. Wpływ prędkości odkształcenia jest mniejszy niż temperatury co zostało zaprezentowane na Rys. 3.4.



Rys. 3.4 Zmiana wielkości krytycznego naprężenia stycznego (CRSS) w funkcji temperatury oraz dla dwóch prędkości odkształcenia na przykładzie stopu Zn-Ti o różnej zawartości Ti [47].

Stosunek wyznaczonego naprężenia stycznego do naprężenia osiowego nazywany jest współczynnikiem Schmid'a i można go zapisać jako:

$$m = \cos\phi \cos\theta \quad (3.5)$$

gdzie:

$\cos\phi$ - kąt między kierunkiem poślizgu a osią próbki

$\cos\theta$ - kąt między osią próbki i normalną do płaszczyzny poślizgu

W początkowej fazie procesu odkształcania, gdy wielkość umocnienia materiału jest bardzo niska bądź jeszcze nie wystąpiła (wielkość krytycznego naprężenia stycznego jest stała) naprężenie osiowe (rozciągające lub ściskające) zależne jest od współczynnika Schmid'a:

$$\sigma = \frac{\tau_k}{m} \quad (3.6)$$

Jeśli kąt pomiędzy działającą siłą osiową a normalną do płaszczyzny poślizgu początkowo jest niewielki (np. 20°-30°), podczas odkształcania normalna do płaszczyzny poślizgu stopniowo

odchyła się od osi próbki. W takim przypadku wartość współczynnika Schmid'a wzrasta w kierunku wartości maksymalnych (od 0.5° do 45°), a naprężenie osiowe maleje wprost proporcjonalnie z równaniem (3.6). Efektem tego jest mięknięcie materiału wynikające ze zmiany tekstury, którego względna wartość może sięgać nawet 70%.

W materiałach polikrystalicznych o sieci heksagonalnej, ze względu na dyspersyjną orientację kryształów, efekt mięknięcia, który można uzyskać poprzez modyfikację tekstury jest znacznie mniejszy. W przypadku materiałów o sieci regularnej przestrzennie i ściennie centrowanej efekt ten może być jeszcze bardziej zredukowany, ze względu na niewielkie różnice pomiędzy minimalną i maksymalną wartością współczynnika Schmid'a. Niemniej jednak, efekt mięknięcia materiału wynikający ze zmiany tekstury nie może zostać pominięty, szczególnie gdy występuje w połączeniu z innymi mechanizmami tj. mięknięcie materiału podczas zmiany drogi odkształcenia. Wielkość mięknięcia materiału wynikająca ze zmiany tekstury w materiałach polikrystalicznych można oszacować na podstawie równania (3.7) [48].

$$\sigma = M_T \tau_k (\Gamma_{SS}) \quad (3.7)$$

gdzie:

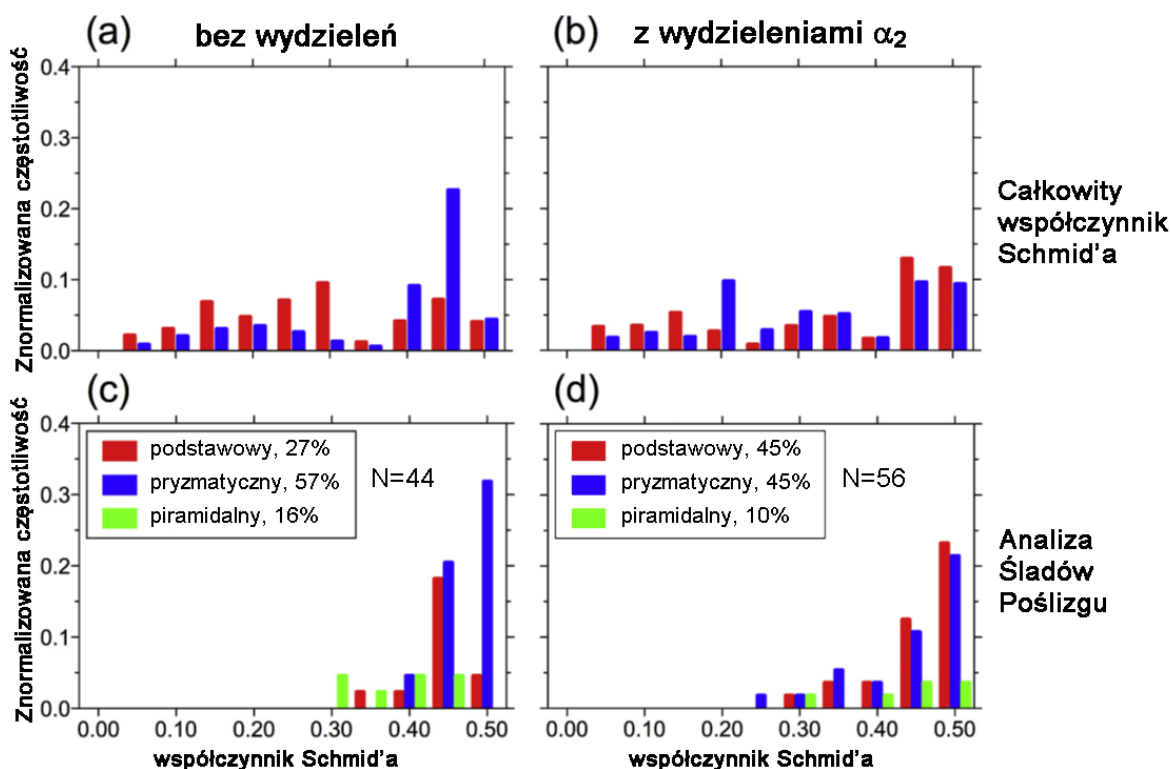
σ - wielkość zadanego naprężenia, odnosząca się do określonego ziarna podczas odkształcania zgodnie z wybraną drogą odkształcenia

Γ_{SS} - wartość poślizgu zakumulowanego wszystkich działających systemów poślizgu w danym ziarnie

τ_k - wartość krytycznego naprężenia stycznego zależna od Γ_{SS} (zakłada się, że nie jest ona zależna od drogi odkształcenia)

M_T - jest współczynnikiem Taylora (definiowany jako odwrotność współczynnika Schmid'a) dla wszystkich aktywnych systemów poślizgu związanych z działającą drogą odkształcenia oraz stanem naprężenia.

W pracy Lunt i in. [49] wykorzystali współczynnik Schmid'a do analizy wpływu wydzieleni roztworu stałego α_2 na lokalizację odkształcenia w dwufazowym stopie tytanu. Różnica w lokalnej teksturze pomiędzy materiałem bez oraz z wydzieleniami silnie wpłynęła na aktywność systemów poślizgu (Rys. 3.5).



Rys. 3.5 Histogramy globalnych rozkładów współczynnika Schmid'a dla materiału bez wydzieleni-a) oraz z wydzieleniami α_2 -b); rozkład współczynnika Schmid'a dla aktywnych systemów poślizgu wyznaczony na podstawie analizy śladowej poślizgów przy odkształceniu 5% dla materiału bez wydzieleni -c) oraz z wydzieleniami α_2 -d) [49].

W stopie bez wydzieleni zaobserwowano silną dominację poślizgu pryzmatycznego dla większości ziaren w analizowanym obszarze, podczas gdy w przypadku stopu z wydzieleniami α_2 podobna liczba ziaren odkształcona została poprzez działanie zarówno poślizgu podstawowego jak i pryzmatycznego. Analiza przedstawiona na podstawie stopów tytanu w pracy [49] podkreśla znaczenie wpływu wyjściowej tekstury na mechanizm odkształcania podczas procesów przeróbki plastycznej.

3.1.2. Umocnienie dyslokacyjne

W celu podkreślenia źródła umocnienia pochodzącego od dyslokacji niebiorących udziału w tworzeniu podstruktury wyróżnia się umocnienie dyslokacyjne działające w ramach umocnienia odkształceniowego. Podczas odkształcania, gdy dyslokacje przestają się przemieszczać w strukturze pozostają efekty w postaci splotów, ścian komórkowych lub granic niskiego kąta, co stanowi dodatkowe źródło umocnienia. Kiedy dyslokacje ulegają anihilacji obserwowany jest spadek umocnienia odkształceniowego. Wszystkie te zjawiska najczęściej opisywane są za pomocą równań konstytutywnych w których zmienną jest gęstość dyslokacji mobilnych. Prezentowane poniżej równanie przyjmuje się za fundamentalne w teorii dyslokacyjnego umocnienia odkształceniowego. Opisuje ono prędkość przyrostu gęstości, akumulowania dyslokacji w wyniku odkształcania [3].

$$\frac{d\rho}{dy} = \frac{dL}{bda} = \frac{1}{b\lambda} \quad (3.8)$$

gdzie:

dL - długość dyslokacji na powierzchni

Λ - średnia długość drogi przemieszczania się dyslokacji

Jak już wspomniano w **Rozdziale 2**, jedną z najbardziej istotnych obserwacji w teorii dyslokacji było stwierdzenie związku pomiędzy przyłożonym naprężeniem stycznym τ a gęstością dyslokacji ρ wyrażone równaniem Taylora lub Baileya- Hirscha:

$$\tau = \alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (3.9)$$

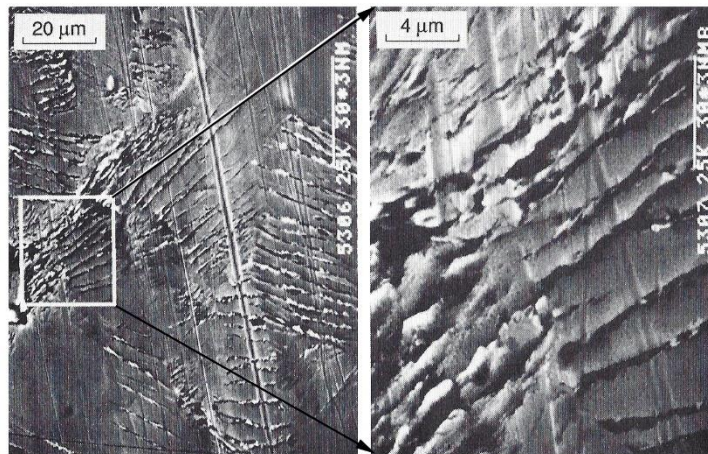
Stała w powyższym równaniu jest zależna od temperatury i może być zdefiniowana w następujący sposób:

$$\alpha = s(\dot{\gamma}, T)\alpha_0 \quad (3.10)$$

Wartość współczynnika α_0 wyznaczana jest dla $T=0$ K oraz wartości $s=1$. Wartość współczynnika α_0 wyznaczana jest biorąc pod uwagę stan struktury dyslokacyjnej oraz maleje w sposób ciągły w miarę postępującego procesu tworzenia struktury komórkowej.

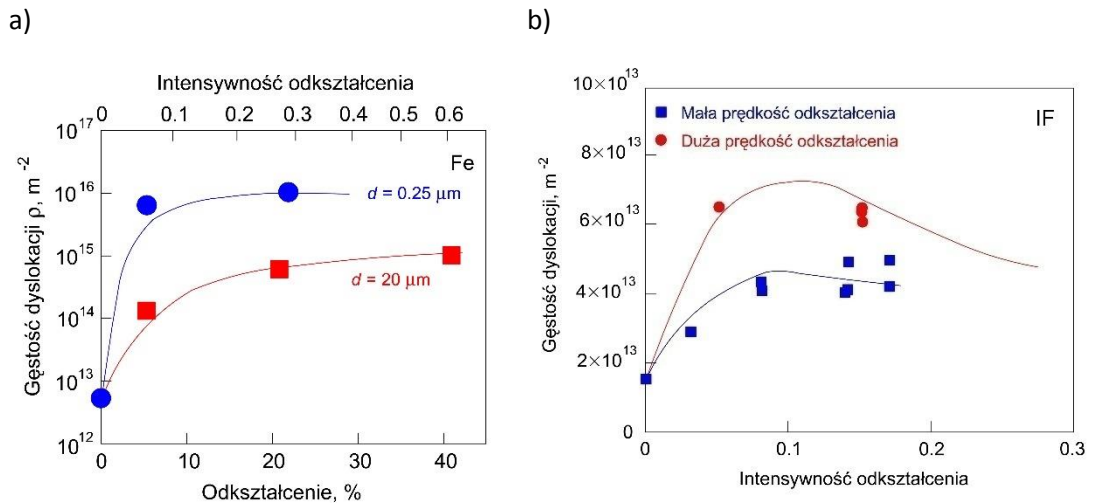
Zależność opisywana za pomocą równania (3.9) jest odpowiednia wtedy, gdy naprężenie uplastyczniające kontrolowane jest jedynie przez oddziaływanie pomiędzy dyslokacjami. Ma to miejsce w przypadku metali o strukturze krystalicznej regularnej ściennie centrowanej (A1). Dla struktury regularnie przestrzennie centrowanej (A2) równanie to może samodzielnie reprezentować umocnienie jedynie w warunkach, w których udział pozostałych składowych mechanizmów umocnienia jest możliwy do pominięcia.

Podczas odkształcenia plastycznego z zastosowaniem obciążeń o charakterze cyklicznym, pasma poślizgu przecinają wolne powierzchnie tworząc tzw. „schody”, które stanowią wynik połączenia etapów poślizgu wywołany poprzez działanie wielu dyslokacji jednocześnie (Rys. 3.6).

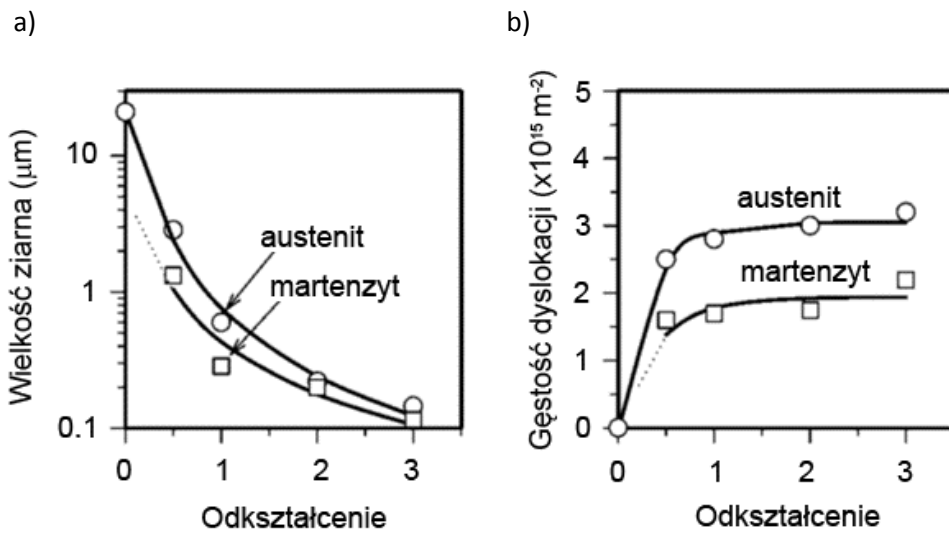


Rys. 3.6 Mikrostruktura prezentująca pasma poślizgu wywołane poprzez ruch dyslokacji wynikający z zastosowania odkształceń cyklicznych [50].

Dodatkowo badania nad zmianą gęstości dyslokacji zachodzącą w trakcie procesu odkształcenia plastycznego wykazały, że przyrost gęstości dyslokacji wykazuje liniową zależność od wielkości odkształcenia jedynie w początkowej fazie umocnienia. Wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia rozpoczyna się proces reorganizacji struktury dyslokacyjnej i zdrowienia w wyniku anihilacji dyslokacji różnoimiennych, co w konsekwencji powoduje wyhamowanie wzrostu efektywnej gęstości dyslokacji. Zależność gęstości dyslokacji od odkształcenia jest charakterystyczna dla danego materiału i w dużej mierze zależna od wielkości ziarna oraz prędkości odkształcenia. Wyniki tych badań zostały przedstawione na poniższych wykresach (Rys. 3.7 - Rys. 3.8).



Rys. 3.7 Zmiana gęstości dyslokacji w funkcji odkształcenia dla różnych wielkości ziarna czystego żelaza -a) [51] oraz prędkości odkształcenia dla stali IF -b) [52].



Rys. 3.8 Wpływ walcowania na zimno na wielkość ziarna- a) oraz gęstość dyslokacji w austenicie oraz martenzycie powstałym podczas odkształcenia dla stali 304L [53].

Zmiana gęstości dyslokacji jako funkcja odkształcenia może być opisana za pomocą następującego równania:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_i} = \frac{1}{bl} - k_a(\rho - \rho_0) \quad (3.11)$$

gdzie:

l - średnia odległość pomiędzy dyslokacjami

ρ_0 - początkowa gęstość dyslokacji

k_a - współczynnik anihilacji dyslokacji, zależny od temperatury i prędkości odkształcenia

Kubin i Estrin [54] w swojej pracy zaproponowali, aby zmiana gęstości dyslokacji będąca wynikiem odkształcenia plastycznego, była w całości reprezentowana przez dwa rodzaje gęstości dyslokacji:

- zmagazynowanych w postaci lasu dyslokacji (ρ_f)

- ruchomych (ρ_m)

$$\frac{d\rho_f}{d\varepsilon_i} = \lambda_2\rho_m + \frac{\lambda_3}{b}\sqrt{\rho_f} - \lambda_4\rho_f \quad (3.12a)$$

$$\frac{d\rho_m}{d\varepsilon_i} = \frac{\lambda_1}{b^2} - \lambda_2\rho_m + \frac{\lambda_3}{b}\sqrt{\rho_f} \quad (3.12b)$$

gdzie współczynnik λ reprezentuje odpowiednio:

λ_1 - przyrost gęstości dyslokacji mobilnych

λ_2 - anihilację dyslokacji mobilnych

λ_3 - blokowanie przez las dyslokacji

λ_4 - dynamiczne zdrowienie

Podczas odkształcenia, w którym następuje zmiana kierunku działania obciążenia gęstość dyslokacji zmagazynowana w postaci lasu dyslokacji może zostać przecięta przez pojedyncze dyslokacje ruchome, których kierunek poruszania uległ zmianie poprzez działanie naprężenia wstecznego.

3.1.3. Umocnienie od podstruktury

Wzrost naprężenia uplastyczniającego w materiale, w którym zostały efekty odkształcenia w postaci podstruktury, może być obliczone jako dodatkowa składowa mechanizmów umocnienia. Podobnie jak umocnienie dyslokacyjne ten mechanizm również jest rozpatrywany jako część umocnienia odkształceniowego. Dotyczy on podziaren tworzonych przez granice niskiego kąta. Ogólnie można je przedstawić jako zależność średniej wielkości podziarna oraz wytrzymałości granic podziarn [55]:

$$\sigma_{SG} = k_s D_B^m \quad (3.13)$$

gdzie:

σ_{SG} - umocnienie od podstruktury

m - wykładnik z zakresu od -1 do -1/2

D_B - średnia wielkość podziarna lub odległość między ścianami komórek

k_s - stałą związaną z wytrzymałością granic podziarn

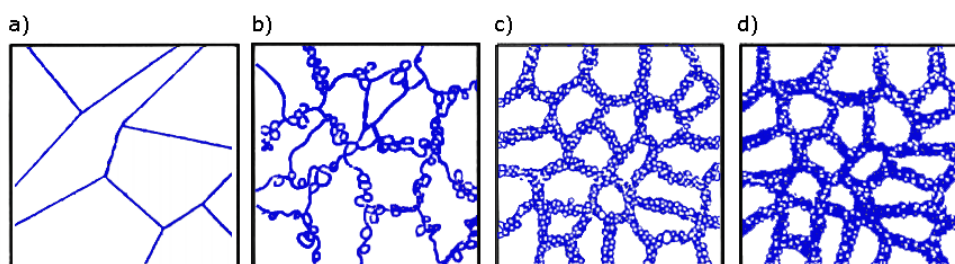
$$k_s = \frac{1.6G\sqrt{b\theta}}{2\pi(1-\nu)} \cong 2.1\theta \quad (3.14)$$

gdzie:

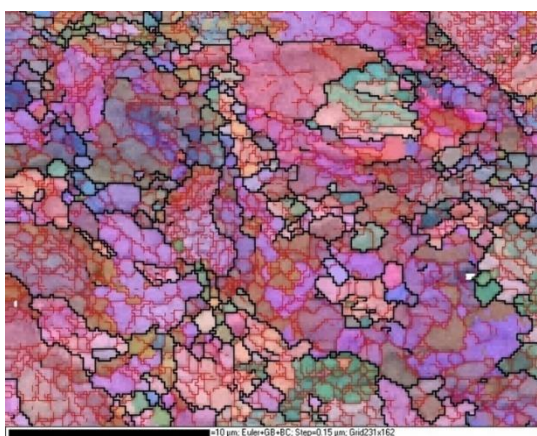
θ - kąt dezorientacji granic podziarn

Powstająca podczas odkształcenia podstruktura jest efektem oddziaływania ze sobą poruszających się dyslokacji, tworzących w rezultacie sploty dyslokacyjne, ściany komórek lub granice niskiego kąta, które dla przypadku złożonej historii odkształcenia, prezentowane są na Rys. 3.9. Przedstawia on schematycznie stadia powstawania podstruktury dyslokacyjnej podczas procesu odkształcania na zimno. Na Rys. 3.9a oraz b widać sploty dyslokacji będące efektem wzajemnego blokowania się tworzących się dyslokacji. Wzrost gęstości dyslokacji w materiale odkształcanym

na zimno powoduje zwiększenie energii wewnętrznej związanej z deformacją sieci krystalicznej. Podczas tego typu odkształceń 1- 10% całej pracy odkształcenia plastycznego jest zatrzymywane w materiale, reszta pracy odkształcenia zamieniana jest na ciepło.



Rys. 3.9 Kolejne stadia zmiany podstruktury dyslokacyjnej podczas procesu odkształcania na zimno [56].



Rys. 3.10 Mikrostruktura stali mikrostopowej z zaznaczonymi granicami niskiego i wysokiego kąta [3].

Najczęściej stosowaną zależnością opisującą składową mechanizmu umocnienia pochodzącą od podstruktury jest równanie:

$$\sigma_{SG} = \sigma_0 + k'_y D_B^{-1} \quad (3.15)$$

Umocnienie pochodzące od podstruktury można również przedstawić za pomocą równania Halla-Petcha [57] poprzez zastąpienie średnicy ziarna d , tzw. średnicą zastępczą d_e , która definiowana jest jako suma średniej wielkości podziarna oraz średnicy ziarna.

$$d_e^{-1} = d^{-1} + D_B^{-1} \quad (3.16)$$

Powyższe równanie nie może jednak być zastosowane w przypadku złożonej struktury materiału, gdzie w wyniku zmagazynowania dużej energii odkształcenia sprężystego granice niskiego kąta ($\theta < 15^\circ$) mogą ulec zmianie w klasyczne granice wysokiego kąta. W tym przypadku model powinien uwzględniać zarówno udział granic niskiego jak i wysokiego kąta. Takim modelem jest np. zmodyfikowana postać równania Halla- Petcha:

$$\sigma_{(\varepsilon)} = \sigma_0 + M\alpha G \sqrt{1.5b(S_v\theta)_{SG}} + k_{y(\varepsilon)} d^{-1/2} \quad (3.17)$$

gdzie:

$(S_v\theta)$ - dotyczy podziaren

α - stała

S_v - względna powierzchnia granic ziaren (stosunek powierzchni ziarna do jego objętości)

θ - kąt dezorientacji granic ziaren

W praktycznych zastosowaniach umocnienie od podstruktury definiowane jest za pomocą zależności uwzględniających podstawowe parametry procesu odkształcania. Podczas odkształcania zachodzącego poniżej temperatury rozpoczęcia przemiany austenitu w zakresie dwufazowym bądź ferrytycznym przyrost naprężenia uplastyczniającego stali mikrostopowych pochodzącego od podstruktury można przedstawić za pomocą następującej zależności [58]:

$$\sigma_{SG} = \varepsilon_\alpha P \left(\frac{T_s}{T_{FD}} - 1 \right)^w \quad (3.18)$$

gdzie:

ε_α - odkształcenie zakumulowane w ferrytycie

P - stała zależna od wielkości ziarna ferrytu (dla wielkości ziarna $d = 5 - 13\mu m$ wartość $P = 300$)

T_s - temperatura rozpoczęcia przemiany austenit- ferryt

T_{FD} - temperatura ostatniego odkształcenia

w - stała (dla wielkości ziarna $d = 5 - 13\mu m$ wartość $w = 0.3$)

3.2. Umocnienie stopów cząstkami faz obcych

Jednym ze sposobów poprawy własności wytrzymałościowych materiałów jest umocnienie pochodzące od cząstek faz obcych, które stanowią źródło silnych barier dla przemieszczających się dyslokacji [59,60]. Występowanie cząstek fazy obcej w strukturze stopów wpływa na wzrost krytycznego naprężenia poślizgu, granicy plastyczności i naprężenia uplastyczniającego przy zaniżonej podatności na odkształcenie plastyczne. Dodatkowo cząstki fazy obcej w znacznym stopniu mogą wpływać na wzrost prędkości zarodkowania podczas przemian fazowych [61], np. poprzez tzw. szpilowanie granic ziaren austenitu czego efektem jest wstrzymanie jego rekrytalizacji statycznej.

Efektywność oddziaływania cząstek faz obcych na umocnienie materiału zależy od:

- wielkości cząstek fazy obcej
- rozmieszczenia cząstek w strukturze materiału
- składu chemicznego
- stopnia koherencji cząstek fazy obcej z osnową
- odległości pomiędzy poszczególnymi cząstkami na aktywnej płaszczyźnie poślizgu.

Cząstki fazy obcej występujące w materiale mogą mieć dwa różne źródła pochodzenia, efektem tego jest zmiana mechanizmu ich oddziaływania z dyslokacjami. Wyróżnia się dwa podstawowe umocnienia będące częścią umocnienia pochodzącego od cząstek fazy obcej: wydzieleniowe i dyspersyjne.

Mechanizm umocnienia dyspersyjnego jest wynikiem oddziaływania dyslokacji z drobnymi cząstkami faz obcych. W tym przypadku pomiędzy cząsteczkami a osnową występuje niekoherentna granica międzyfazowa. Natomiast w mechanizmie umocnienia wydzieleniowego przemieszczające się dyslokacje oddziałują z cząstkami faz wtórnych wydzielających się z osnowy. Pomiedzy cząstkami wydzielania a osnową najczęściej mamy do czynienia z koherentną granicą międzyfazową. Dodatkowo w otoczeniu cząstek wydzieleni istnieje sprężyste odkształcenie struktury osnowy i pola naprężeń dalekiego zasięgu.

W stalach mikrostopowych dominującym jest umocnienie wydzieleniowe. Do wydzieleni najczęściej występujących w tego typu stalach należą węgliki i azotki Nb, Ti i V. Cząstki wydzieleni biorą udział w procesie umocnienia wydzieleniowego poprzez oddziaływanie na przemieszczające się dyslokacje na drodze różnych mechanizmów tj.:

- przecinanie cząstek fazy obcej przez dyslokacje- mechanizm Motto-Nabarro,
- omijanie cząstek przez dyslokacje pozostawiając wokół nich pętle dyslokacyjne – mechanizm Orowana- Ashbyego,
- omijanie cząstek przez dyslokacje w efekcie zmiany płaszczyzny poślizgu przez wspinanie lub poślizg poprzeczny.

Pierwszą próbę wyjaśnienia działania mechanizmu umocnienia wydzieleniowego w oparciu o koncepcję dyslokacji przedstawił Motto i Nabarro [62]. Sugerowali oni, że umocnienie stopu jest efektem oddziaływania dyslokacji z wewnętrznym polem naprężeń występującym wokół koherentnych cząstek. Gdy wydzielenia są miękkie, koherentne z osnową dyslokacja może je przecinać. Przecięcie cząstek przez dyslokacje powoduje zwiększenie powierzchni styku z osnową. Efektem tego jest utworzenie nowej konfiguracji atomów w sieci krystalicznej, która charakteryzuje się wyższą energią od stanu pierwotnego, przez co następuje wzrost umocnienia materiału. Warunkami koniecznymi do zajścia tego zjawiska są:

- zgodność struktury krystalicznej osnowy i wydzielenia
- równoległość systemów poślizgu w osnowie i wydzieleniu
- koherencja pomiędzy osnową i wydzieleniem

Przyrost naprężenia stycznego wynikający z obciążenia zewnętrznego siłą działającą na dyslokacje w obecności cząstek o danym promieniu r może być wyrażone następującą zależnością:

$$\tau_p = \frac{F}{b} \frac{1}{2\lambda} = \frac{F}{b} \frac{1}{r} \sqrt{\frac{f}{2}} = c\sqrt{fr} \quad (3.19)$$

gdzie:

r - promień cząsteczki wydzielenia

λ - odległość pomiędzy cząstkami wydzielenia

c - stała zależna od materiału

F - przyrost siły podczas odkształcania

f – udział objętościowy wydzieleni

Z czasem teoria Motto- Nabarro została wyparta przez bardziej szczegółowe teorie umocnienia związane z niedopasowaniem koherentnych cząstek.

W przypadku stali mikrostopowych umacnianych wydzieleniowo dominującym jednak jest mechanizm Orowana- Ashbyego [43,63]. Występujące w nim cząstki wydzieleni są twarde od osnowy, posiadają wyższe moduły ścinania oraz najczęściej są niekoherentne z osnową. Przyrost naprężenia można przedstawić za pomocą tzw. równania Orowana- Ashbyego:

$$\sigma_p = \frac{0,538Gb}{\kappa} f^{1/2} \ln\left(\frac{\kappa}{2b}\right) \quad (3.20)$$

gdzie:

κ - średnia średnica wydzielonych cząstek

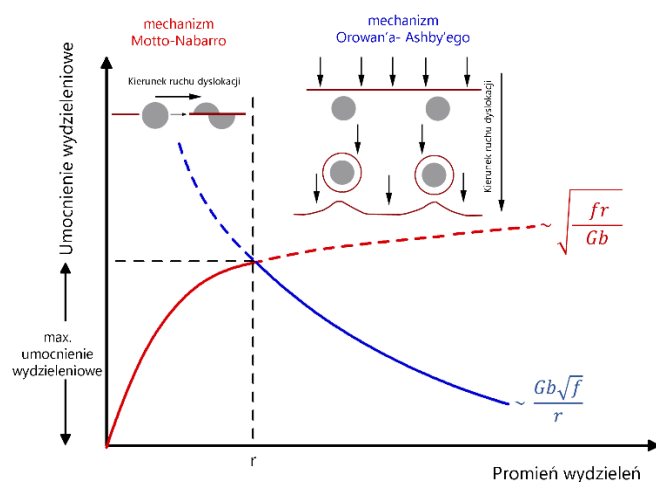
Postać powyższego wzoru zmienia się wraz ze zmianą stopnia koherencji wydzielenia z osnową. Równanie (3.20) dla stali mikrostopowej z dodatkiem Nb (dla wydzieleń niekoherentnych) można zapisać w następującej postaci:

$$\sigma_p = \beta \frac{f^{1/2}}{\kappa} \ln \left(\frac{\kappa}{6,125 \cdot 10^{-4}} \right) \quad (3.21)$$

gdzie:

β – stała

f - udział objętościowy wydzieleń (dla stali mikrostopowej z dodatkiem Nb $f = 1,13 \cdot 10^{-4}$ [Nb])

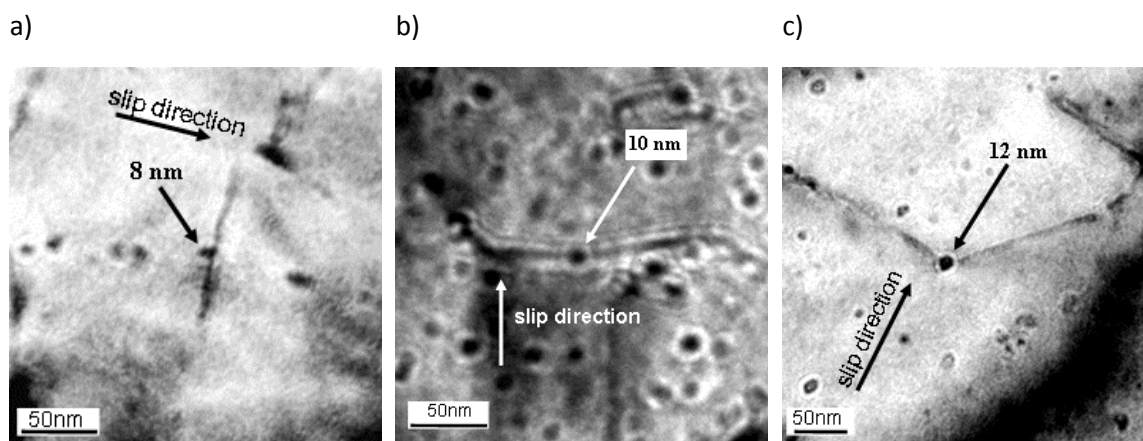


Rys. 3.11 Schemat przedstawienia oddziaływania mechanizmów Motto-Nabarro oraz Orowana-Ashbyego na umocnienie w funkcji wielkości cząstek fazy obcej [3].

Przyrost umocnienia opisywany mechanizmem Motto-Nabarro jest proporcjonalny do \sqrt{fr} . Przyjmuje się, że oddziaływanie pomiędzy miękkimi wydzielieniami a dyslokacjami prowadzi do wzrostu umocnienia odkształceniowego, co jest istotne z punktu widzenia poprawy własności plastycznych materiałów. Wydzielienia twarde, uwzględniane przez Orowana-Ashbyego (przyrost umocnienia jest proporcjonalny do $\frac{\sqrt{f}}{r}$), powodują znaczny wzrost efektów umocnienia a w konsekwencji poprawę własności wytrzymałościowych w czasie procesu odkształcania. Przy danym udziale objętościowym wydzieleń istnieje taki rozmiar cząstek przy którym umocnienie osiąga wartość maksymalną, co schematycznie zostało przedstawione na Rys. 3.11. Przykład oddziaływania cząsteczek wydzieleń z dyslokacjami przedstawiono na Rys. 3.12.

Dodatkowo, podczas przemiany fazowej austenit-feryt ($\gamma \rightarrow \alpha$) na styku faz w stali mikrostopowej mogą tworzyć się bardzo drobne węgliki. Powstanie wydzieleń międzyfazowych zachodzi wzdłuż połączenia γ/α o niższej energii podczas wzrostu ferrytu [64]. Wydzielienia opisywane za pomocą opisanego mechanizmu mogą w znaczący sposób zwiększyć wytrzymałość i ciągliwość stali mikrostopowych. W pracy [65] przedstawiono wyniki, w których występujące nano wydzielienia pozwoliły na osiągnięcie wartości umocnienia wydzieleniowego 300 MPa, zachowując dobre własności plastyczne. Badania zostały przeprowadzone na stali mikrostopowej z dodatkami mikrostopowymi Mo i Ti. Wykazano również, że odkształcenia na gorąco w stali,

w której zostały wytworzone wydzielienia międzofazowe może zwiększyć jej wytrzymałość nie tylko ze względu na znaczne rozdrobnienie powstałych ziaren ferrytu, ale również ze względu na zmianę kinetyki przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$, co prowadzi do zmniejszenia odległości pomiędzy rzędami wydzieleni. W przypadku badanej stali, oprócz udziału pierwiastków Ti i Mo w tworzeniu wydzieleni w postaci węglików, atomy tych pierwiastków mogą uczestniczyć w przemianie fazowej np. Mo wpływa na opóźnienie przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$, natomiast Ti stabilizuje fazę ferrytyczną. Podczas odkształcenia na gorąco obszarów niezrekrytalizowanych do austenitu wprowadzana jest bardzo duża liczba dyslokacji, co w efekcie wpływa na zmniejszenie rozmiaru ziarna ferrytu. Ponadto może to wpływać na zmianę rozmieszczenia substancji rozpuszczonej między granicą ziarna a jego wnętrzem [64].



Rys. 3.12 Oddziaływanie pomiędzy dyslokacjami a wydzieleniami obserwowane w stali C-Nb-V o wielkości cząstek 8 nm -a); 10 nm (wydzielenia nie blokują ruchu dyslokacji) -b), 12 nm (cząstki obce blokują swobodne przemieszczanie się dyslokacji) - c) [4].

Obecność wydzieleni podczas odkształcenia plastycznego z zastosowaniem zmiennej drogi odkształcenia może przyczynić się do nierównomiernego rozmieszczenia się dyslokacji, przy czym stopień niejednorodności zależy jest od rodzaju materiału. W konsekwencji może występować niejednorodność odkształcenia plastycznego poprzez lokalizację dyslokacji na pasmach poślizgu.

3.3. Umocnienie od granic ziaren

Granice ziaren stanowią silne przeszkody dla swobodnego ruchu dyslokacji na całej długości płaszczyzny poślizgu. Reprezentację związków pomiędzy parametrami mikrostrukturalnymi a własnościami mechanicznymi często przedstawia się za pomocą równania Halla- Petcha, które definiuje zależność dolnej granicy plastyczności od średnicy ziarna [66,67].

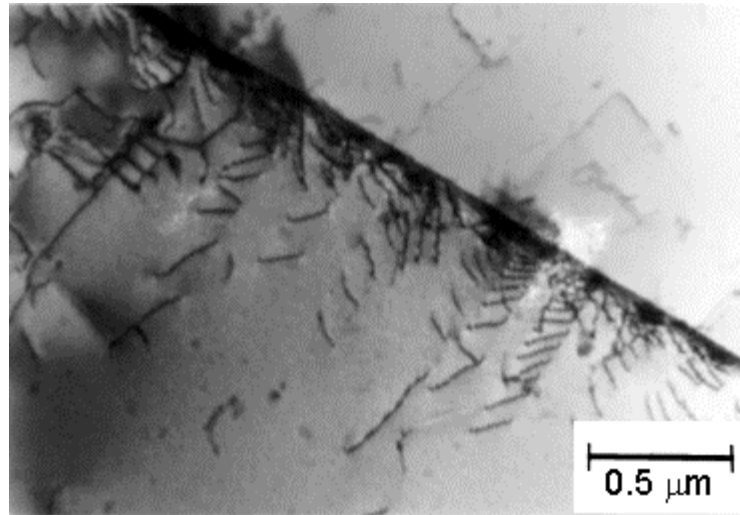
$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (3.22)$$

Równanie to opiera się na podstawowym mechanizmie blokowania przemieszczających się dyslokacji przez przeszkody, którymi są granice ziaren. Sąsiadujące ze sobą ziarna mają różną orientację krystalograficzną. Podczas procesu odkształcania przemieszczanie dyslokacji musi nastąpić w poprzek wspólnej granicy. W tym przypadku energia błędu ułożenia (EBU) nabiera istotnego znaczenia. Przyjmuje się, że umocnienie pochodzące od granic ziaren wzrasta wraz ze spadkiem wartości EBU.

Analizując źródła umocnienia pochodzące od granic ziaren należy wymienić cztery podstawowe:

- granice ziaren stanowią przeszkody dla plastycznego płynięcia materiału, powodując spiętrzenie dyslokacji (Rys. 3.13),

- granice ziaren stanowią dodatkowe źródło nowych dyslokacji,
- anizotropia sprężysta wywołuje dodatkowe pola naprężeń w pobliżu granicy, co prowadzi do zmiany kierunku maksymalnego naprężenia stycznego,
- pojawia się wielokrotny poślizg w pobliżu granicy ziarna, wykorzystujący dodatkowe, trudne do aktywacji systemy poślizgu, natomiast wewnątrz ziarna początkowo może występować jedynie pojedynczy poślizg. Prowadzi to do szybszego umacniania się obszarów w pobliżu granicy ziarna.



Rys. 3.13 Mikrostruktura stali austenitycznej 00H19N17 z widocznym spiętrzeniem się dyslokacji na granicy ziaren [32].

Podczas analizy umocnienia, którego źródłem są granice ziaren należy zdefiniować podstawowe przyczyny oddziaływania między przemieszczającymi się dyslokacjami a granicami ziarna do których należą:

- orientacja poszczególnych ziaren sąsiadujących ze sobą jest różna, przez co dyslokacja przemieszczającego się z jednego ziarna do drugiego musi zmienić kierunek i płaszczyznę poślizgu,
- zaburzenia ułożenia atomów wewnątrz granicy pomiędzy ziarnami prowadzi do braku ciągłości płaszczyzny poślizgu.

Interpretacja fizyczna równania Halla- Petcha najczęściej opiera się na dwóch podstawowych modelach: spiętrzenia dyslokacji oraz gęstości dyslokacji.

Model spiętrzenia dyslokacji zakłada, że istnieje pewna wartość krytyczna naprężenia stycznego, po przekroczeniu której możliwa jest kontynuacja poślizgu przez granicę ziarna [68]:

$$\tau_k = n\tau_s \quad (3.23a)$$

$$\tau_k = n(\tau - \tau_i) \quad (3.23b)$$

gdzie:

τ_k - krytyczne naprężenie styczne,

τ_s - naprężenie styczne potrzebne do przekroczenia bariery,

τ - naprężenie styczne pochodzące od przyłożonego obciążenia,

n - liczba dyslokacji w spiętrzeniu.

Naprężenie działające na granice ziarna, którego źródłem są spiętrzające się dyslokacje jest proporcjonalne do liczby dyslokacji zmagazynowanych na długości L , pomiędzy źródłem a przeszkodą [69]. Dla uproszczenia często przyjmuje się, że źródło dyslokacji znajduje się w środku ziarna i oddziałuje jednocześnie na dwie strony ($d = 2L$):

$$n = \frac{k\pi\tau_s d}{4Gb} \quad (3.24)$$

gdzie:

τ_s - średnia wielkość naprężenia stycznego na płaszczyźnie poślizgu,

k - współczynnik zależny od rodzaju dyslokacji ($k = 1 - \nu$ dla dyslokacji krawędziowych, $k = 1$ dla dyslokacji śrubowych).

Naprężenie niezbędne do pokonania bariery musi być co najmniej równe różnicy przyłożonego naprężenia stycznego i naprężenia tarcia wewnętrznego:

$$\tau_s = \tau - \tau_0 \quad (3.25)$$

gdzie:

τ - wzrost naprężenia stycznego dla materiału polikrystalicznego

τ_0 - naprężenie tarcia wewnętrznego (uwzględniające umocnienie roztworowe i wydzieleniowe)

Podstawiając równanie (3.25) do równania opisującego model spiętrzenia dyslokacji otrzymujemy następującą zależność [70]:

$$\tau_c = \frac{\pi(\tau - \tau_0)^2 d}{4Gb} \quad (3.26a)$$

oraz

$$\tau = \tau_0 + \left(\frac{\tau_c 4Gb}{\pi d}\right)^{1/2} = \tau_0 + k' d^{-1/2} \quad (3.26b)$$

Podstawą modelu gęstości dyslokacji jest równanie uwzględniające oddziaływanie granic ziaren na gęstość dyslokacji [55]:

$$\sigma = \sigma_0 + M\alpha Gb\rho^{1/2} \quad (3.27)$$

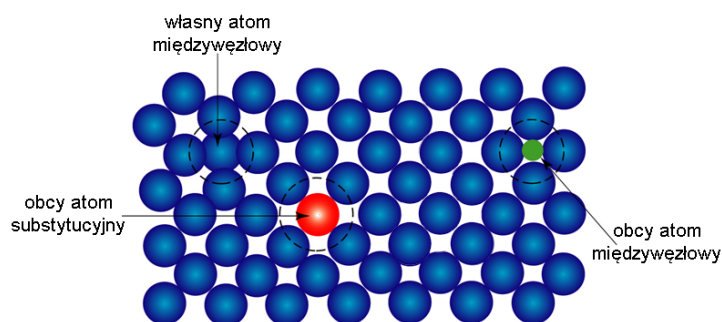
W tym przypadku związek z wielkością ziarna oparty jest na wynikach badań doświadczalnych z których wynika, że $\rho = d^{-1}$. Po podstawieniu oraz zakładając, że $K_y = M\alpha Gb$ prezentowane równanie przyjmuje postać równania Halla-Petcha:

$$\sigma = \sigma_0 + M\alpha Gbd^{-1/2} = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (3.28)$$

3.4. Umocnienie roztworowe

Wzrost własności wytrzymałościowych jako efekt działania mechanizmu umocnienia roztworowego spowodowany jest oddziaływaniem atomów obcych pierwiastka rozpuszczonego w osnowie na swobodny ruch dyslokacji [33,71]. Obecność atomów pierwiastków stopowych tj. Mn, Si oraz mikrodotyków tj. Nb, V, Ti, B w osnowie stali mikrostopowych wpływa na ich umocnienie przez hamowanie ruchu dyslokacji. Ograniczenie mobilności dyslokacji jest efektem kotwiczenia dyslokacji poprzez tworzenie skupisk atomów wokół rdzenia dyslokacji oraz powstanie sił tarcia wskutek wzajemnego oddziaływania dyslokacji mobilnych z tymi atomami.

Skuteczność działania tego mechanizmu zależy od rodzaju roztworu, jakie są tworzone przez poszczególne pierwiastki. Rozróżniamy dwa podstawowe rodzaje roztworów: substytucyjne i międzywęzłowe (Rys. 3.14).



Rys. 3.14 Schematyczne przedstawienie podstawowych rodzajów roztworów występujących podczas umocnienia roztworowego.

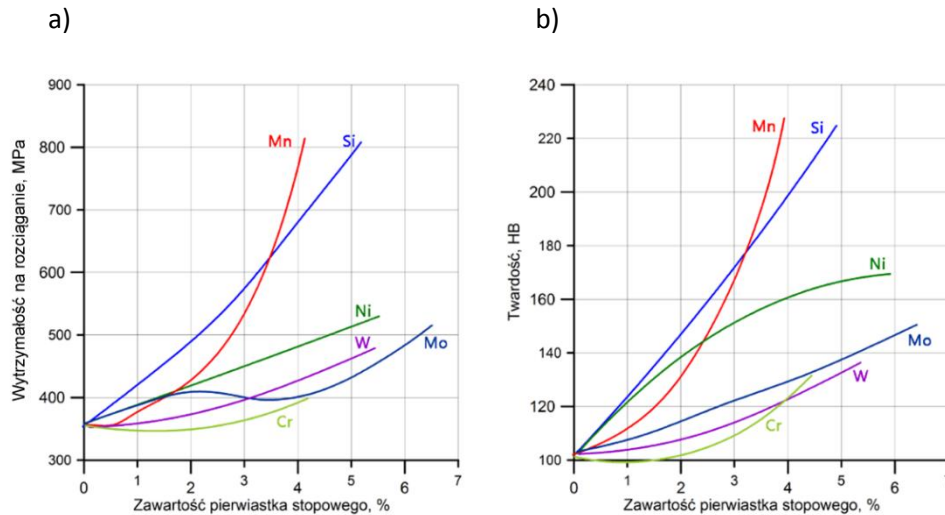
W przypadku roztworów substytucyjnych atomy obce powodują sferyczne odkształcenie sieci krystalicznej. Pierwiastki tworzące roztwory substytucyjne to m.in. Ti, Nb, Mo czy Cr. Atomy tych pierwiastków stanowią dodatkową przeszkodę dla ruchu dyslokacji mobilnych (Rys. 3.15). Roztwory międzywęzłowe poprzez lokowanie się atomów w pozycjach międzywęzłowych powodują niesferyczne odkształcenie sieci krystalicznej. Pierwiastki tworzące roztwory międzywęzłowe to m. in. C, N, B, H, O. Atomy tych pierwiastków wykazują tendencję do tworzenia skupisk atomów zwanych atmosferami Cottrella, przez co stanowią dodatkową przeszkodę dla ruchu dyslokacji. Ogólnie przyjmuje się, że w roztworach stałych występują dwa mechanizmy oddziaływania atomów domieszek rozpuszczonych z dyslokacjami: zarówno atmosfery atomów obcych jak i pojedyncze atomy ograniczają ruchliwość dyslokacji. Mechanizmy kotwiczenia dyslokacji krawędziowych oraz dyslokacji o dowolnej orientacji wektora Burgersa przez:

- dyfuzyjne utworzenie atmosfery atomów różnowęzłowych tzw. atmosfer Cottrella, umacniających roztwory stałe do temperatury $(0.3 \div 0.4)T_{top}$,
- oddziaływanie chemiczne dyslokacji z atomami rozpuszczonymi w roztworze tzw. atmosfery Suzuki, które umacniają roztwory stałe do temperatury $0.5 T_{top}$,
- atmosfery atomów międzywęzłowych tzw. atmosfery Snoeka, umacniające roztwory o sieci A2 do temperatury $0.25 T_{top}$.

działają hamująco na ruch dyslokacji i umocnienie stopów do określonej temperatury odkształcenia plastycznego [33,72]. W wyższych temperaturach atmosfery te ulegają rozproszeniu.

Wskutek oddziaływania atomów obcych z dyslokacjami można rozróżnić następujące mechanizmy:

- blokowanie dyslokacji w ich położeniach wyjściowych,
- zmniejszenie prędkości przemieszczania się dyslokacji w wyniku zwiększania naprężenia „tarcia wewnętrznego” struktury,
- utrudnienie w pokonywaniu przeszkód przez dyslokacje w wyniku ograniczenia poślizgu poprzecznego.



Rys. 3.15 Wpływ różnych pierwiastków stopowych na własności stali: wytrzymałość na rozciąganie -a); twardość HB -b) [73].

Atomy obce pierwiastka rozpuszczonego w roztworze powodują sprężyste oddziaływanie pola naprężeń. Takie zachowanie jest wynikiem niedopasowania ze strukturą osnowy. Dodatkowo atomy obce wykazują tendencję do grupowania się, wpływając tym samym na energię nieuporządkowania struktury (tzw. oddziaływanie uporządkowania bliskiego zasięgu). Oddziaływanie nieuporządkowania dalekiego zasięgu występuje natomiast w materiałach wykazujących skłonność do tworzenia podstruktury dyslokacyjnej. Efekty te odgrywają bardzo duże znaczenie w przypadku stali wielofazowych, gdzie energia błędu ułożenia poszczególnych faz może się od siebie znacznie różnić.

Zależność opisująca mechanizm umocnienia roztworowego dla danej zawartości pierwiastka rozpuszczonego można zapisać [74]:

$$\sigma_{ss} \propto \tau = A c_i^{2/3} f_0^{4/3} \quad (3.29)$$

gdzie:

A - stała

c_i - ilość i-tego pierwiastka rozpuszczonego w osnowie

f_0 - oddziaływanie pomiędzy atomami pierwiastka rozpuszczonego a dyslokacją, w którym uwzględnione są zarówno odkształcenie struktury, jak i zmiana modułu sprężystości. Parametr ten wyrażony jest wzorem:

$$f_0 = \left(\frac{1}{a} \frac{da}{dc_i} + \beta \frac{1}{G} \frac{dG}{dc_i} \right)^{1/2} \quad (3.30)$$

gdzie:

β - stała zależna od rodzaju dyslokacji (krawędziowa, śrubowa lub mieszana), która oddziałuje na atomy pierwiastka rozpuszczonego.

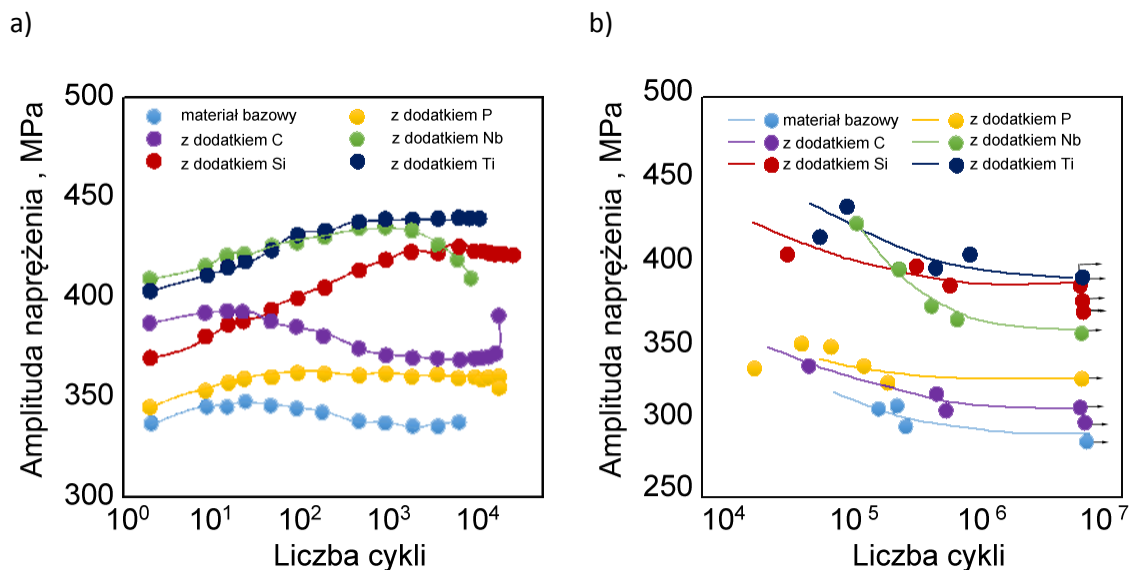
Jak już wspomniano podczas procesów przeróbki plastycznej zachodzi umocnienie materiału które może pochodzić od wielu źródeł. W Tablica 3.2 przedstawiono własności stali ferrytyczno-perlitycznej w zależności od występujących mechanizmów umocnienia zarejestrowane podczas cyklicznych testów zmęczeniowych.

Tablica 3.2 Zmiana własności materiału w zależności od działania mechanizmów umocnienia podczas odkształcenia cyklicznego stali ferrytyczno- perlitycznej [75].

Stal	σ_y , MPa	σ_B , MPa	Δl , %	d , μm	σ_y' , MPa	σ_w , MPa	
Materiał bazowy	304	444	39.3	13.8	282	198	
Umocnienie roztworowe	0.5%Si	366	532	31.9	11.7	364	285
	1.0%Si	402	564	30.5	11.0	424	314
	P	320	476	34.2	15.7	328	235
	N	413	549	27.7	11.5	395	288
Umocnienie wydzieleniowe	VN	474	601	25.2	9.6	441	340
	Nb(CN)	416	543	27.1	7.9	411	304
	TiC	440	543	29.3	8.8	407	296
Umocnienie dyslokacyjne	363	509	25.9	9.7	287	219	
Umocnienie od granic ziaren	drobnoziarnisty	306	460	33.1	7.6	340	225
	gruboziarnisty	287	441	37.1	23.9	282	204

σ_y – granica plastyczności; σ_B - wytrzymałość na rozciąganie; Δl - wydłużenie; d – średnia wielkość ziarna ferrytu; σ_y' – cykliczna granica plastyczności; σ_w – wytrzymałość zmęczeniowa.

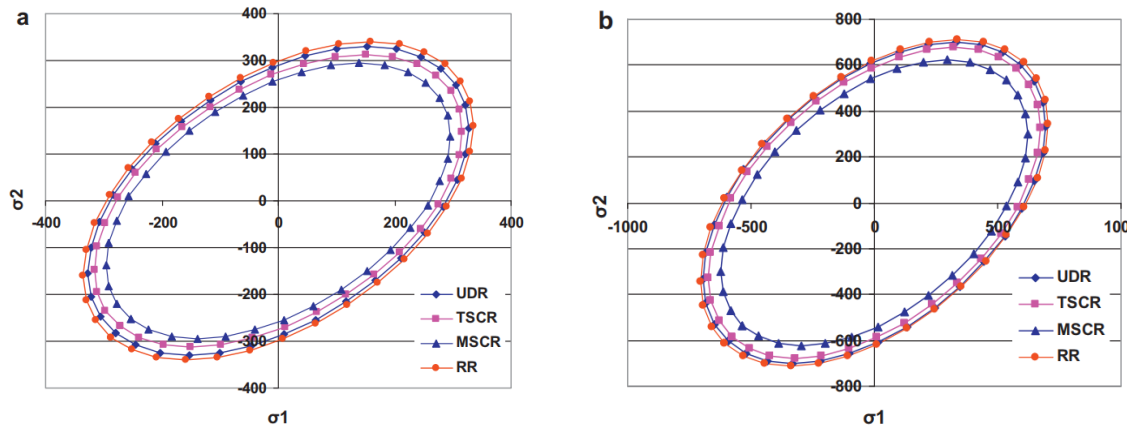
Zmiana amplitudy naprężenia w funkcji ilości zastosowanych cykli odkształcenia podczas badań zmęczeniowych została przedstawiona na Rys. 3.16. Materiał bazowy nieposiadający atomów obcych w postaci atomów pierwiastka rozpuszczonego w roztworze ani wydzielenia ma znacznie niższe własności w porównaniu z materiałami umacnianymi roztworowo bądź wydzieleniowo. Amplituda naprężenia występująca w materiale z dodatkiem Nb i Ti jest najwyższa co sugeruje bardzo duże oddziaływania mechanizmu umocnienia wydzieleniowego na własności materiału poddanego odkształceniom cyklicznym. Wraz ze zwiększającą się ilością cykli (Rys. 3.16) następuje spadek amplitudy naprężenia dla wszystkich rozpatrywanych przypadków.



Rys. 3.16 Zmiana amplitudy naprężenia w funkcji ilości cykli oraz pierwiastków atomów obcych podczas testów zmęczeniowych przy $\Delta\varepsilon=0.6\%$ [76].

4. Efekty występujące podczas złożonej historii odkształcenia

Jak już wspomniano w **Rozdziale 2** podczas rzeczywistych procesów przeróbki plastycznej metali występujące lokalne warunki odkształcenia mogą być silnie nieliniowe i zmienne w czasie. Wpływa to w znaczący sposób na rozwój mikrostruktury, a tym samym na własności badanego materiału. W procesach charakteryzujących się złożoną historią odkształcenia kluczowymi, mogą być zjawiska nie występujące podczas odkształceń monotonicznych. Przykładem może być efekt Bauschingera, który odgrywa istotną rolę w procesach charakteryzujących się małymi wartościami odkształcenia np. prostowanie blach. Efekt Bauschingera jest odpowiedzią materiału na wymuszoną zmianę kierunku działających sił odkształcających. W konsekwencji następuje spadek przyrostu umocnienia odkształceniowego materiału. W przypadku procesów przeróbki plastycznej na zimno dodatkowo obserwowany jest znaczny wpływ zastosowanej drogi odkształcenia na rozwój mikrostruktury, w tym przede wszystkim na przegrupowanie układów dyslokacyjnych. W początkowym etapie odkształcenia powrotnej struktura komórkowa utworzona podczas poprzedniego cyklu odkształcenia ulega zanikowi. Efektem tych zjawisk jest spadek gęstości dyslokacji w obszarach, w których nastąpiła zmiana kierunku działającego obciążenia [77,78]. Zmianie, w porównaniu do procesów monotonicznych, ulega również powierzchni plastyczności materiału. Wyniki przedstawione przez autorów w pracy [79] pokazują, że podczas walcowania jednokierunkowego wielkość powierzchni plastyczności jest mniejsza niż podczas procesu walcowania charakteryzującego się zmianą drogi odkształcenia (Rys. 4.1).



UDR- walcowanie jednokierunkowe (z ang. *unidirectional rolling*)
TSCR- dwuetapowe walcowanie krzyżowe (z ang. *two-step cross-rolling*)
MSCR wieloetapowe walcowanie krzyżowe (z ang. *multi-step cross-rolling*)
RR- walcowanie nawrotne (z ang. *reverse rolling*)

Rys. 4.1 Powierzchnia plastyczności wyznaczona dla różnych schematów walcowania miedzi- a) oraz niklu -b) [79].

Dodatkowo zmiana kierunku odkształcenia prowadzi do nierównomiernego rozkładu defektów punktowych stanowiących dodatkowe źródło umocnienia materiału. Wspomniane efekty, w rezultacie, prowadzą do niejednorodnego rozwoju mikrostruktury i niestabilności plastycznej w odkształcanym materiale. To z kolei odgrywa istotną rolę w kształtowaniu jego własności końcowych.

4.1. Rola defektów punktowych

Podczas procesów przeróbki plastycznej, którym towarzyszy zmienna droga odkształcenia dyslokacje odgrywają szczególnie ważną rolę w procesie odkształcenia również poprzez generowanie defektów punktowych. Cyklicznym zmianom drogi obciążenia towarzyszy przemieszczanie się poślizgów dyslokacyjnych oraz lasów dyslokacji, powstawanie uskoków i przegięć segmentów dyslokacyjnych powodujących lokalizację odkształcenia plastycznego oraz tworzenie dipoli dyslokacyjnych. Następnie dipole dyslokacyjne ulegają rozpadowi i tworzą obszary o dużym nasyceniu defektów punktowych wykazujących niską możliwość tworzenia wiązań z istniejącą siecią krystaliczną [80]. Jest to wynik bardzo niskiej energii przemieszczania się defektów punktowych, zwłaszcza w przypadku atomów międzywęzłowych, co w konsekwencji może powodować niskie naprężenia uplastyczniające oraz wysoką plastyczność materiału poddanego złożonej drodze obciążenia.

Wprowadzenie do procesu dodatkowych odkształceń cyklicznych powoduje znaczne zwiększenie koncentracji defektów punktowych. Przykładem takiego procesu jest metoda KOBO, w której materiał pozostający w stanie stałym zachowuje się jak lepka ciecz (przepływ typu Newtonian) [81]. Efektem tego, mechanizm odkształcenia dyslokacyjnego zastępowany jest lepkiem, warstwowym płynięciem. Odkształcenie sieci krystalicznej wynikające z obecności defektów punktowych, prowadzi do znacznego wzrostu oporu ruchu dyslokacji, podczas gdy opór warstw poślizgu jest niski ze względu na niskie oddziaływanie w przyległych warstwach nasyconych defektami punktowymi. Dla dokładnego określenia wpływu defektów punktowych, który jest

znacznie mniejszy niż dyslokacji, na proces odkształcania materiału niezbędne jest wykonanie badań na materiałach monokrystalicznych. Efekt umocnienia takich materiałów nie może wiązać się jedynie ze wzrostem gęstości dyslokacji. Obecność innych wad niż dyslokacje biorących udział w procesie umocnienia monokryształu, potwierdza występowanie składnika termicznego płynięcia plastycznego kryształu poddanego odkształceniom zmęczeniowym [82]. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na wartość naprężenia uplastyczniającego uważany jest za wynik pokonywania przeszkód za pomocą bodźca termicznego. Takimi przeszkodami mogą być defekty Schottkyego (wakancje) bądź defekty Frenkla (międzywęzłowe). Wzrost gęstości defektów punktowych w sieci krystalicznej przekłada się bezpośrednio na dwie cechy reologiczne materiałów podczas odkształcenia plastycznego: szybkość umocnienia oraz czułość na prędkość odkształcenia [83]. Jeżeli nie ma aktywności wtórnych systemów poślizgu, gęstość przemieszczających się lasów dyslokacji nie ulega zmianie, a wzrost składowej termicznej naprężenia płynięcia świadczy o wzroście udziału objętościowego wad punktowych w strukturze kryształu.

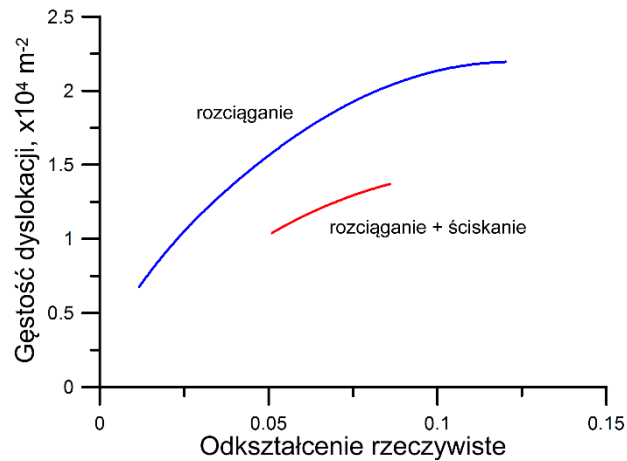
Dodatkowo analiza własności poślizgu w materiałach monokrystalicznych i polikrystalicznych wykazała, że dominujący system poślizgu, powodujący zastąpienie poślizgu ograniczonego przez wewnętrzną strukturę kryształu, w transtrukturalne ścinanie prowadzi do krzyżowania się gęstych lasów dyslokacji oraz intensywnego wzrostu gęstości dyslokacji punktowych w obszarach poślizgu wtórnego. Późniejsza zmiana rodzaju poślizgu tj. zmiana płaszczyzny płynięcia materiału (pasma ścinania) jest możliwa na skutek zmiany własności mechanicznych strefy przesyconej defektami punktowymi, przede wszystkim defektami Frenkla.

Inne zachowanie się materiału będzie obserwowane w przypadku, gdy nie zostanie on poddany odkształceniu w warunkach cyklicznych zmian drogi odkształcenia bądź kiedy częstotliwość tych zmian będzie zbyt niska [84].

4.2. Spiętrzenie i anihilacja dyslokacji

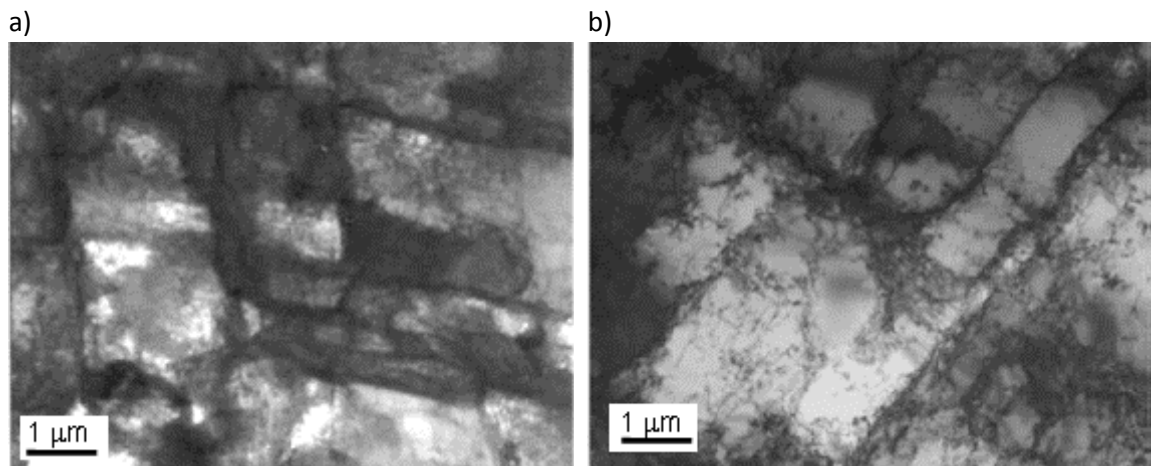
Poprzez działanie sił zewnętrznych podczas odkształcenia nowopowstałe i istniejące dyslokacje przemieszczają się wzdłuż płaszczyzny poślizgu aż do osiągnięcia granicy ziarna. Ponieważ orientacja krystalograficzna sąsiadujących ziaren zazwyczaj jest różna, dyslokacje nie mogą przemieścić się dalej i ulegają spiętrzeniu na granicach ziaren. W materiałach o dużym rozdrobnieniu np. materiałach ultradrobnodziarnistych spiętrzenie następuje przy niższych wartościach odkształcenia niż w przypadku materiałów gruboziarnistych. W materiałach, w których występują umocnienie wydzieleniowe bądź cząstkami faz obcych ruch dyslokacji jest ograniczony poprzez dodatkowe przeszkody.

Powyższe zjawiska mają miejsce podczas konwencjonalnych procesów odkształcenia. W procesach charakteryzujących się złożoną historią odkształcenia zachowanie się dyslokacji może się różnić. Stwierdzono, że podczas odkształcenia powrotnego gęstość dyslokacji zmniejsza się, w porównaniu z odkształceniem pierwotnym zarówno w materiałach o strukturze A1, jak i A2 (Rys. 4.2). Wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia powrotnego następuje wzrost gęstości dyslokacji.

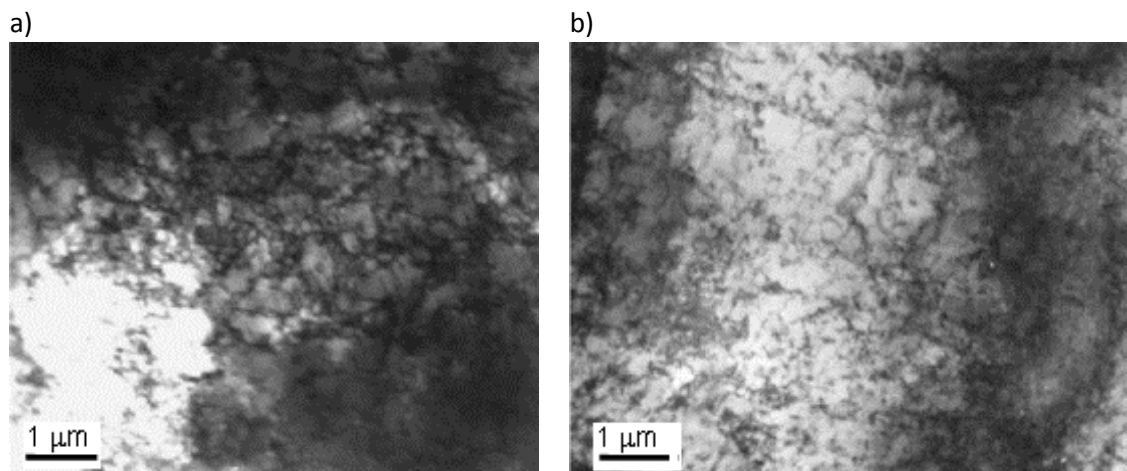


Rys. 4.2 Zmiana gęstości dyslokacji podczas próby rozciągania oraz następującego po nim ściskania próbki dla stali ferrytycznej [85].

Struktura komórkowa utworzona po odkształceniu pierwotnym, zanika podczas początkowego etapu odkształcenia w kierunku przeciwnym, jest to obserwowane zarówno w materiałach o strukturze A1 (Rys. 4.3) oraz o strukturze A2 (Rys. 4.4). Takie zjawisko powoduje dość równomierne rozłożenie gęstości dyslokacji w całej objętości materiału tuż po rozpoczęciu odkształcenia w kierunku wstecznym.



Rys. 4.3 Struktura dyslokacyjna czystego aluminium (A1) odkształcanego w temperaturze -120°C : struktura komórkowa po odkształceniu wstępnym $\epsilon_f = 0.26$ - a); struktura komórkowa po odkształceniu powrotnym $\epsilon_r = 0.26$ [4].

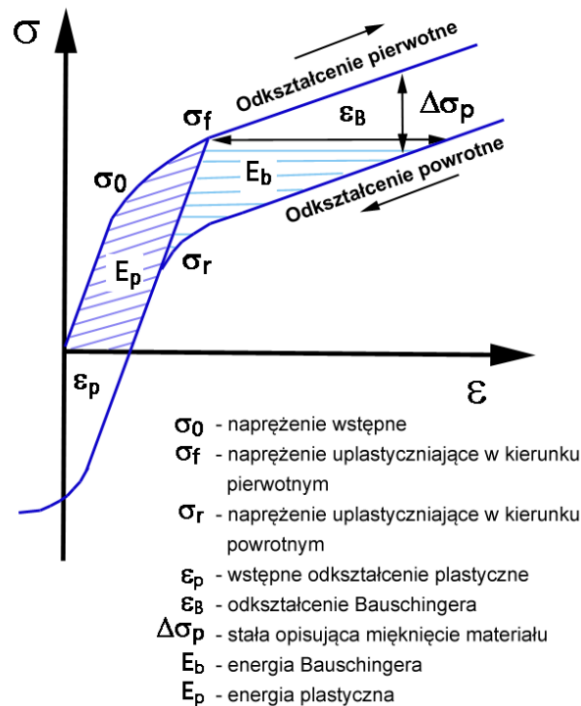


Rys. 4.4 Struktura dyslokacyjna materiału (A2) odkształcanego w temperaturze -120°C : struktura komórkowa po odkształceniu wstępnym $\varepsilon_f = 0.26$ - a); struktura komórkowa po odkształcaniu powrotnym $\varepsilon_r = 0.26$ [4].

Badania zmiany struktury dyslokacyjnej podczas zastosowania zmiennej drogi odkształcenia wykazały również, że w przypadku stali mikrostopowych efekty związane z anihilacją dyslokacji będą mniejsze ze względu na unieruchomienie dyslokacji przez wydzielenia podczas odkształcenia wstępnego.

4.3. Efekt Bauschingera

Podczas projektowania procesów przeróbki plastycznej bardzo istotne znaczenie ma sposób prowadzenia procesu odkształcenia plastycznego. W przypadku materiałów w stanie wyżarzonym początkowa wartość granicy plastyczności wyznaczona na podstawie próby ściskania i rozciągania jest taka sama. Materiał ten zostaje umocniony w wyniku ściskania/rozciskania, a następnie zostaje odciążony. Z kolei, kiedy materiał zostanie obciążony w kierunku przeciwnym przez ściskanie następującym po procesie rozciągania uplastyczni się wcześniej nie osiągając początkowej granicy plastyczności na ściskanie. Zjawisko to nazywane jest efektem Bauschingera [78,86,87]. Efekt ten jest odpowiedzią materiału na zmianę kierunku działania sił zewnętrznych, którego konsekwencją jest spadek przyrostu umocnienia odkształceniowego materiału. Zjawisko efektu Bauschingera odgrywa bardzo istotną rolę podczas analizy procesów przeróbki plastycznej charakteryzujących się małymi wartościami odkształcenia. Poniżej (Rys. 4.5) został przedstawiony schemat prezentujący efekt Bauschingera.



Rys. 4.5 Schematyczna reprezentacja krzywej płynięcia poddanego odkształceniu z zastosowaniem zmiany kierunku obciążenia materiału z zaznaczeniem głównych cech efektu Bauschingera [86].

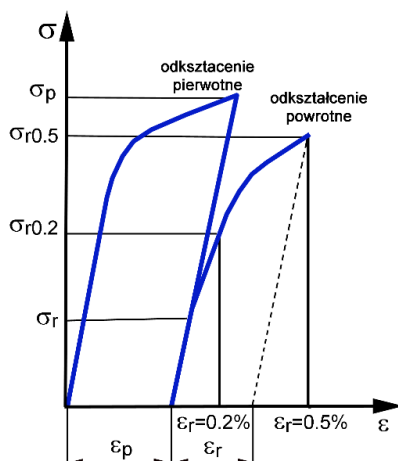
Johann Bauschinger odkrył to zjawisko jako pierwszy w 1886 roku. Od tamtego czasu powstało wiele publikacji na ten temat. Obecnie wiadomo, iż odkrycie Bauschingera stanowi jedynie część tego zjawiska, kierunkowe zachowanie się materiału w relacji naprężenie- odkształcenie jest bardziej złożone niż oryginalna (pierwsza) myśl Bauschingera. W kolejnych latach powstało wiele definicji opisujących efekt Bauschingera. Reprezentują one różne cechy efektu Bauschingera, które zostały zaprezentowane na Rys. 4.5.

- **Definicja Cottlera** mówi, że jeżeli próbka jest odkształcana z dużymi wartościami odkształcenia w kierunku pierwotnym, a następnie natychmiast odkształcana w kierunku powrotnym to zachodzi zjawisko płynięcia materiału w kierunku naprężenia zastępczego.
- **Według Buckleya i Entwistle'a** efekt Bauschingera jest obliczany jako tzw. odkształcenie Bauschingera β .
- **Natomiast Van Bueren'a** zauważył, że początkowo efekt Bauschingera rozpatrywany był jedynie w materiałach polikrystalicznych, późniejsze badania wykazały, iż może on występować również w pojedynczym kryształach. Autor definiuje efekt Bauschingera jako zależność naprężenia uplastyczniającego i szybkości umocnienia od historii odkształcania materiału.
- **Definicja Dietera** mówi, że obniżenie granicy plastyczności podczas odkształcania w jednym kierunku następujące po odkształceniu w przeciwnym kierunku.

Od czasu odkrycia efektu Bauschingera wykazano, że występuje on w wielu materiałach od materiałów monokrystalicznych do polikrystalicznych, zarówno w metalach jak i w ich stopach, również tych umacnianych odkształceniowo. Wolley w swoich obserwacjach zauważył, iż efekt

Bauschingera jest silniejszy w materiałach o strukturze krystalicznej A1, w porównaniu do materiałów o strukturze krystalicznej A2. Badania prowadzone w ostatnich latach pozwoliły na dobre zrozumienie działania tego zjawiska. W rzeczywistości efekt Bauschingera odzwierciedla istotę odchylenia od idealnie plastycznego zachowania się materiału.

W literaturze można znaleźć co najmniej cztery różne wyrażenia matematyczne opisujące parametry naprężenia, są one powiązane z różnymi punktami charakterystycznymi na krzywej płynięcia materiału (Rys. 4.6).



Rys. 4.6 Krzywa naprężenie- odkształcenie z zaznaczeniem parametrów naprężenia. $\sigma_{r0.2}$ i $\sigma_{r0.5}$ -granica plastyczności odpowiednio przy odkształceniu wstępnym równym 0.02% oraz 0.05%; ϵ_p - odkształcenie wstępne (pierwotne); ϵ_r - „odkształcenie Bauschingera” (odkształcenie powrotne odpowiadające punktowi naprężenia powrotnego równy maksymalnej wartości naprężenia wstępnego σ_p) [4].

Parametr naprężenia $\beta_{\sigma 1}$ opisuje względny spadek naprężenia uplastyczniającego występujący pomiędzy odkształceniem w kierunku pierwotnym i powrotnym:

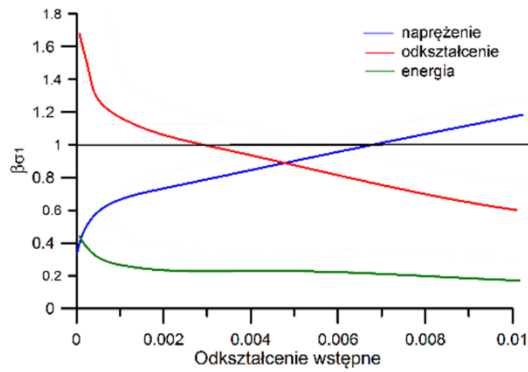
$$\beta_{\sigma 1} = \frac{\sigma_p - \sigma_r}{\sigma_p} \quad (4.1)$$

gdzie:

σ_p - maksymalne naprężenie wstępne (uzyskane podczas odkształcenia w kierunku pierwotnym)

σ_r - granica plastyczności uzyskana podczas odkształcenia powrotnego (punkt na krzywej płynięcia- odchylenie od linii prostej, zwykle wynoszące ok. 0.1% odkształcenia powrotnego)

Wpływ parametru efektu Bauschingera $\beta_{\sigma 1}$ na wielkość naprężenia oraz odkształcenia został przedstawiony na Rys. 4.7.



Rys. 4.7 Zależność parametru efektu Bauschingera od odkształcenia wstępnego dla stali niskowęglowej [88].

Parametry naprężenia β_{σ_2} , β_{σ_3} oraz β_{σ_4} obliczane są przy zastosowaniu wartości naprężeń odpowiadających 0.2% oraz 0.5% odkształcenia powrotnego, definiują one zmianę własności podczas obciążenia powrotnego po spadku plastyczności:

$$\beta_{\sigma_2} = \frac{\sigma_p - \sigma_{r0.2}}{\sigma_p}; \quad \beta_{\sigma_3} = \frac{\sigma_p - \sigma_{r0.5}}{\sigma_p}; \quad \beta_{\sigma_4} = \frac{\sigma_{r0.5}}{\sigma_p} \quad (4.2)$$

gdzie:

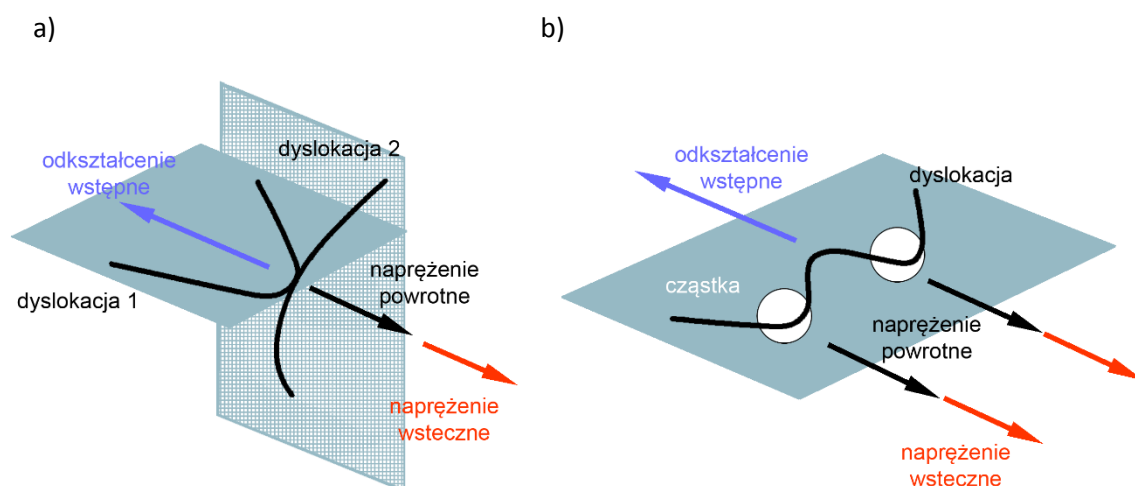
$\sigma_{r0.2}$ i $\sigma_{r0.5}$ - wartość naprężenia odpowiadająca odpowiednio 0.2% i 0.5% odkształcenia powrotnego

Ponieważ granica plastyczności oznacza początek poślizgu dyslokacji (uwzględniając oddziaływanie naprężenia powrotnego wynikającego z obecności przeszkód dla ruchu dyslokacji, w przypadku zastosowania odkształceń powrotnych) β_{σ_2} parametr opisuje zanik umocnienia „bliskiego zasięgu”. Ponieważ szybkość umocnienia materiału zależna jest od jego składu chemicznego (zawartości węgla oraz dodatków stopowych) oraz mikrostruktury (składu fazowego, obecności cząstek fazy obcej i gęstości dyslokacji), parametry β_{σ_3} oraz β_{σ_4} reprezentują zanik umocnienia „dalekiego zasięgu” oraz pokazują w jaki sposób wzrasta efekt Bauschingera podczas odkształcenia w kierunku powrotnym.

4.3.1. Mechanizmy wywołujące efekt Bauschingera

W literaturze istnieje wiele teorii wyjaśniających działanie mechanizmu wywołującego efekt Bauschingera. Do podstawowych teorii należy zaliczyć teorię naprężeń powrotnych (z *ang. backstress*) oraz teorię Orowana. Podczas odkształcenia pierwotnego poruszające się dyslokacje oddziałują z różnego rodzaju przeszkodami (tj. inne dyslokacje, granice ziaren, wydzielienia) zapobiegając ich dalszemu przemieszczaniu się. Generuje to naprężenia powrotne wokół miejsca styku dyslokacji z przeszkodą. Podczas zmiany kierunku odkształcenia, naprężenia powrotne odpychają dyslokacje od przeszkód w kierunku przeciwnym, czyli w kierunku odkształcenia powrotnego. W ten sposób naprężenia pozwalają przemieścić się dyslokacjom w kierunku odkształceń powrotnych, przez co obserwowany jest spadek granicy plastyczności po zmianie kierunku odkształcenia (Rys. 4.8a). Według teorii naprężeń powrotnych wzrost gęstości dyslokacji zwiększa liczbę miejsc interakcji dyslokacji z przeszkodami, a w konsekwencji zwiększa poziom naprężeń powrotnych. Tłumacząc mechanizm efektu Bauschingera w ten sposób, powinien on być większy w materiałach charakteryzujących się dużą gęstością dyslokacji, jednak wraz ze wzrostem

początkowej gęstości dyslokacji (i/lub wstępnego obciążenia materiału) liczba przemieszczających się dyslokacji ruchomych może się zmniejszyć. Dzieje się tak ze względu na uniemożliwienie ruchu dyslokacji poprzez ich spiętrzanie i możliwość tworzenia się struktur komórkowych, w których dyslokacje ruchome wewnątrz komórki mają niższą gęstość, niż w ścianach komórkowych. W ten sposób wraz ze wzrostem gęstości dyslokacji można oczekiwać osiągnięcia maksymalnego efektu Bauschingera, a następnie jego zmniejszania się po pewnym stopniu odkształcenia wstępnego. Jednak maksymalna wartość efektu Bauschingera nie została do tej pory przedstawiona w literaturze ze względu na stosowanie wartości odkształcenia wstępnego poniżej 8%.



Rys. 4.8 Schemat reprezentujący oddziaływanie dyslokacja- dyslokacja-a); dyslokacja- wydzielenie-b) [4].

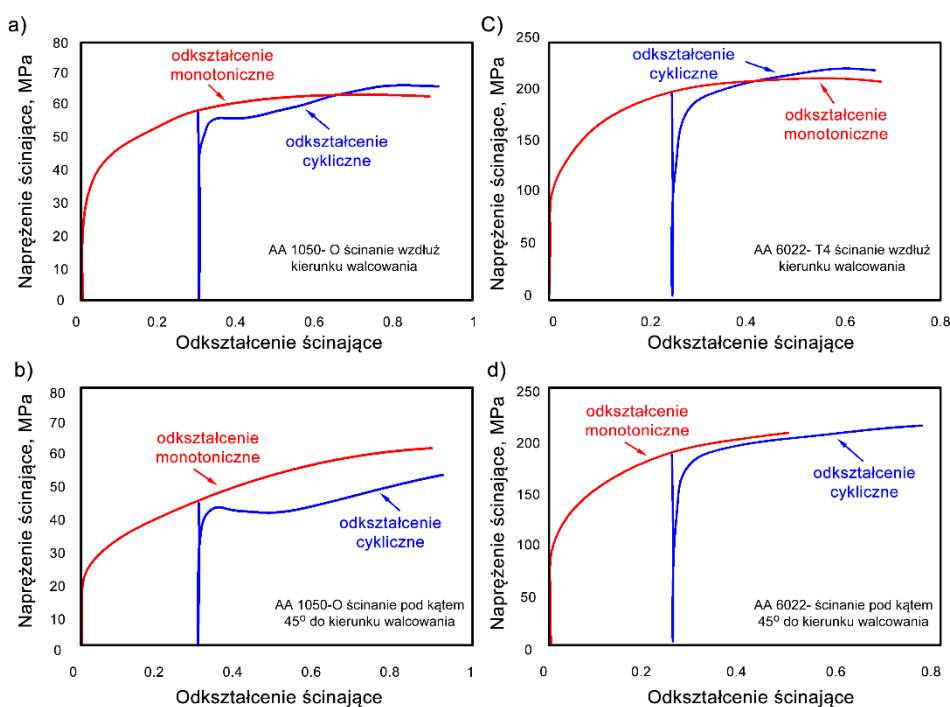
W stalach mikrostopowych, różnego rodzaju wtrącenia bądź wydzielienia działają również jako dodatkowe miejsca oddziaływania z dyslokacjami zwiększając poziom naprężenia powrotnego (z ang. *backstress*) (Rys. 4.8b). Tak więc zwiększenie udziału objętościowego cząstek oraz ich gęstości zwiększy liczbę oddziaływania z poruszającymi się dyslokacjami co w konsekwencji powoduje wzrost naprężenia powrotnego. Jednak nie wszystkie cząstki w równym stopniu przyczyniają się do zakotwiczenia i spiętrzania dyslokacji. Kiedy cząstki są koherentne z osnową dyslokacje mogą je przecinać (zgodnie z mechanizmem Motto-Nabarro). W tym przypadku siła opóźniająca dyslokacje zależna będzie od składu chemicznego cząstek, które w znaczącym stopniu wpływają na właściwości mechaniczne materiału. Kiedy cząstki nie są koherentne z osnową tworzone są pętle dyslokacyjne wokół nich zgodnie z działaniem mechanizmu Orowana-Ashbyego. W tym przypadku opóźnienie ruchu dyslokacji będzie zależać od odległości pomiędzy cząsteczkami. Wraz ze zmniejszeniem się odstępów między cząsteczkami, energia potrzebna do utworzenia pętli dyslokacyjnej będzie wzrastać. Dominacja jednego z przedstawionych mechanizmów zależna jest od wielkości cząstek występujących w materiale oraz od ich koherencji z osnową. Zatem samo rozmieszczenie cząsteczek w materiale nie jest wystarczające do właściwej oceny działania efektu Bauschingera.

Efekt Bauschingera jest jednym z najważniejszych zjawisk zachodzących podczas procesów wykorzystujących zmienną drogę odkształcenia występującym w praktycznie każdym materiale. Główne jego cechy zostały przedstawione w Tablica 4.1.

Tablica 4.1 Wpływ zastosowanej drogi odkształcenia na zjawiska zachodzące w materiale.

	Struktura dyslokacyjna	Gęstość dyslokacji	Wzrost temperatury procesu	Wzrost wartości odkształcenia powrotnego	Morfologia cementytu
Odształcenie pierwotne	Tworzenie struktury komórkowej	Wzrost gęstości dyslokacji	Zmniejszenie wartości naprężenia oraz prędkości umocnienia	-	-
Odształcenie powrotne	Rozpad struktury komórkowej	W początkowym etapie gęstość dyslokacji jest wysoka, ale w kolejnym gwałtownie spada	Zmniejszenie wartości naprężenia oraz znaczny spadek prędkości umocnienia	Znaczne zwiększenie gęstości dyslokacji	Płytkowa- większy efekt Bauschingera, Sferyczna- mniejszy efekt Bauschingera

Porównanie procesu odkształcenia monotonicznego z procesem odkształcenia cyklicznego zostało przedstawione na Rys. 4.9. Podczas procesów plastycznej przeróbki metali z zastosowaniem wymuszonej zmiennej drogi odkształcenia istnieje możliwość uzyskania większego niż w przypadku procesów monotonicznych, odkształcenia całkowitego. Związane jest to z ruchem dyslokacji oraz oddziaływaniem pomiędzy przeszkodami jakie napotykają na swojej drodze.



Rys. 4.9 Porównanie wyników otrzymanych z badań doświadczalnych z wykorzystaniem odkształceń monotonicznych oraz cyklicznych [89].

5. Modele reologiczne służące do opisu procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcenia

Właściwy opis konstytutywny zachowania się materiału podczas procesów przeróbki plastycznej ma kluczowy wpływ na dokładność uzyskiwanych wyników modelowania. Zrozumienie zmian zachodzących zarówno w mikrostrukturze materiału jak i mechanizmów kształtujących ich własności wymusza konieczność stosowania różnego rodzaju narzędzi modelowania komputerowego. Opierają się one głównie na opisie konstytutywnym uwzględniającym historię procesu, w tym również wpływ zmiany historii odkształcenia na przebieg krzywej naprężenie-odkształcenie. Ogólny podział modeli reologicznych uwzględnia:

- modele empiryczne- analityczne,
- modele empiryczne- nieanalityczne,
- modele oparte na podstawach fizycznych.

Oprócz doboru odpowiedniego modelu reologicznego, kluczowym aspektem jest jego wyznaczenie kluczowych parametrów, które w istotnym stopniu mogą wpływać na jakość uzyskiwanych wyników [90,91]. Poniżej zostaną przedstawione wybrane modele empiryczne-analityczne oraz oparte na podstawach fizycznych służące do opisu procesów o złożonej historii odkształcenia.

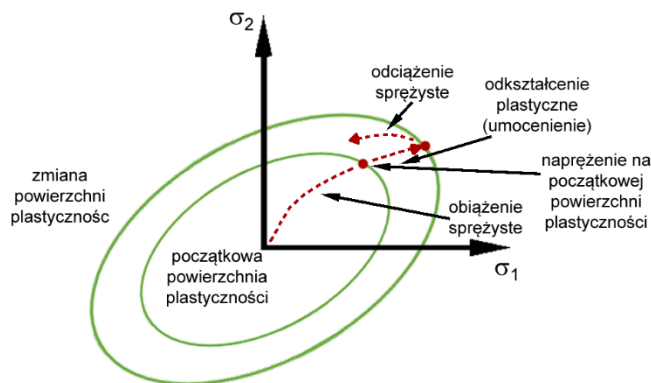
5.1. Modele empiryczne

5.1.1. Modele umocnienia izotropowego

W modelach umocnienia izotropowego zmiana powierzchni plastyczności regulowana jest przez jedną zmienną związaną z pracą odkształcenia plastycznego lub odkształceniem zakumulowanym w materiale podczas procesu. Jak już wcześniej wspomniano umocnienie materiału wywołane jest poprzez blokowanie dyslokacji ruchomych, przez co wielkość naprężenia niezbędnego do wytworzenia odkształcenia plastycznego wzrasta. Większość modeli opisujących aktualną granicę plastyczności materiału definiowana jest za pomocą zastępczego odkształcenia plastycznego i można ją zapisać jako:

$$\bar{\epsilon}^p = \int_0^t \dot{\epsilon}^p dt \quad (5.1)$$

Hipoteza umocnienia izotropowego zakłada, że powierzchnia plastyczności nie przemieszcza się w przestrzeni naprężeń oraz zachowuje swój kształt początkowy. Zmianie ulega jedynie jej wielkość, która wzrasta wraz ze wzrostem naprężenia. Schematycznie zostało to przedstawione na Rys. 5.1.

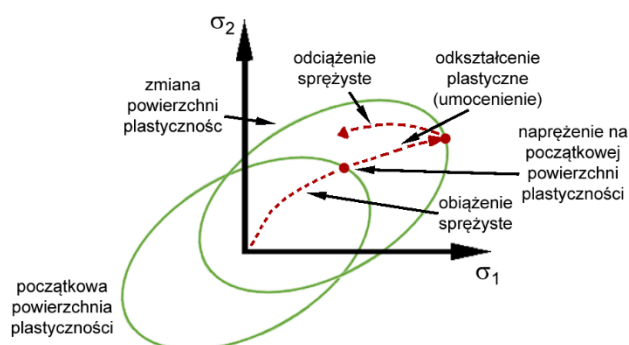


Rys. 5.1 Zmiana powierzchni plastyczności podczas umocnienia izotropowego.

Takie podejście może znacznie ułatwić opis płynięcia materiału w przypadku prostych procesów odkształcenia, w których umocnienie wyrażane jest za pomocą monotonicznej, jednoosiowej krzywej naprężenie-odkształcenie.

5.1.2. Modele umocnienia kinematycznego

Modele umocnienia izotropowego zakładają, że granica plastyczności podczas rozciągania i ściskania początkowo jest taka sama tzn., że powierzchnia plastycznego płynięcia zwiększa się symetrycznie z zachowaniem postaci. W celu modelowania efektu Bauschingera oraz podobnych zjawisk, które prowadzą do zmiany granicy plastyczności podczas procesu niezbędne jest stosowanie modeli uwzględniających umocnienie kinematyczne materiału. Modele te zakładają, że powierzchnia plastyczności może przemieszczać się w przestrzeni naprężeń bez zmiany wielkości oraz kształtu (Rys. 5.2).



Rys. 5.2 Zmiana powierzchni plastyczności podczas umocnienia kinematycznego.

Reguła Pragera (P)

Wprowadzony przez Pragera [92,93] model opisuje przesunięcie powierzchni plastyczności. Zgodnie z tym modelem symulacja plastycznej odpowiedzi materiału jest liniowo związana z odkształceniem plastycznym. Równanie zaproponowane przez Pragera opisuje zmianę naprężenia powrotnego jako:

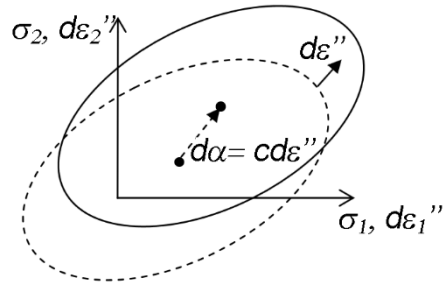
$$\dot{\alpha}_{ij} = c\dot{\epsilon}_{ij}'' \text{ lub } \dot{\alpha}_{ij} = c d\epsilon_{ij}'' \quad (5.2)$$

gdzie:

c - parametr materiału, który może ulec zmianie wraz ze zmianą wielkości odkształcenia

$\dot{\epsilon}_{ij}''$ - prędkość efektywnego odkształcenia plastycznego

Tak więc w regule Pragera, powierzchnia plastyczności przemieszcza się w tym samym kierunku, w którym następuje wzrost wielkości odkształcenia plastycznego. Jej działanie zostało przedstawione na Rys. 5.3, główne kierunki naprężenia i odkształcenia nakładają się na siebie.



Rys. 5.3 Liniowa kinematyczna reguła umocnienia materiału [94].

Równanie (5.2) opisuje podstawową formę reguły Pragera [93]. Z czasem prezentowana zależność stała się podstawą do rozwinięcia wielu modeli naprężenia uplastyczniającego.

Zakładając, że anizotropowe zmienne umocnienia wyraża ogólne nieliniowe równanie ewolucji:

$$\hat{\alpha} = \hat{\Phi}(\tau, \alpha, d^p) \quad (5.3)$$

gdzie

$\hat{\Phi}$ - jest funkcją izotropowego symetrycznego tensora τ, α oraz d^p .

W praktyce często stosowane jest uproszczenie powyższego równania poprzez zastąpienie τ i α przez $\tilde{\tau} = \tau - \alpha$, w rezultacie otrzymujemy:

$$\hat{\alpha} = \hat{\Psi}(\tilde{\tau}, d^p) \quad (5.4)$$

Korzystając z reprezentacji funkcji tensora oraz biorąc pod uwagę, że wartość α pozostaje niezmienna (tzn. $\tau = 0$ i $d^p = 0$) równanie (5.3) można zapisać w następującej postaci:

$$\hat{\alpha} = \eta_1 d^p + \eta_2 \tilde{\tau} + \eta_3 d^{p^2} + \eta_4 \tilde{\tau}^2 + \eta_5 (d^p \cdot \tilde{\tau} + \tilde{\tau} \cdot d^p) + \eta_6 + \eta_7 (d^p \cdot \tilde{\tau} + \tilde{\tau} \cdot d^p) + \eta_8 (d^{p^2} \cdot \tilde{\tau} + \tilde{\tau} \cdot d^{p^2}) \quad (5.5)$$

gdzie:

$\eta_1 \dots \eta_8$ - są funkcjami podstawowych niezmienników $\tilde{\tau}$ i d^p

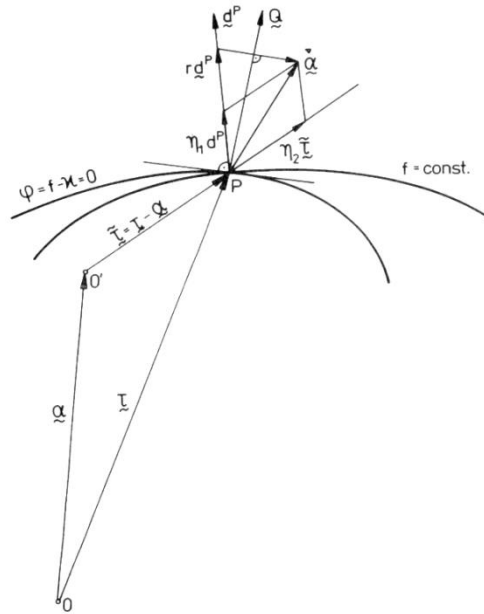
Funkcje niezmienników muszą być ustalone taki sposób, aby równanie (5.5) było wielkością niezmienną. Liniowe przybliżenie ogólnego prawa ewolucji (równanie (5.5)) prowadzi do:

$$\hat{\alpha} = \eta_1 d^p + \eta_2 \tilde{\tau} \quad (5.6)$$

Kinematyczne prawo reprezentowane jest przez liniową kombinację kinematycznej reguły umocnienia Pragera i Zieglera.

Warto zauważyć, że porównanie wyników uzyskanych za pomocą równania (5.5) z otrzymanymi przez Agha-Tehran i innych (1987) nie prowadzi to uzyskania liniowej kombinacji kinematycznej reguły umocnienia Pragera i Zieglera (równanie (5.6)).

Zastępując prawo ewolucji $\hat{\alpha} = \mu \tilde{\tau}$ w równaniu (5.6) i korzystając z geometrycznego stosunku ($\hat{\alpha} - r d^p$): $Q = 0$ oraz stanu konsystencji $d = L_v e = \frac{1}{2} L_v g$, $d^p = L_v e^p = \frac{1}{2} L_v (b^{e^{-1}})$ uzyskuje się wynik przedstawiony na Rys. 5.4.



Rys. 5.4 Graficzne przedstawienie ewolucji równania (5.6) [93].

$$\Lambda = \left\langle \frac{1}{H} (Q: \hat{t}) \right\rangle \quad (5.7)$$

oraz

$$\eta_2 = \Lambda (r - \eta_1) \frac{P:Q}{\tilde{t}:Q} \quad (5.8)$$

W tym przypadku prawo plastycznego płynięcia i zasada ewolucji kinematycznego umocnienia są następujące:

$$d^p = \frac{1}{H} (Q: \hat{t}) P \quad (5.9)$$

$$d^p = \frac{1}{H} (Q: \hat{t}) [r_1 P + r_2 \frac{P:Q}{\tilde{t}:Q} \tilde{t}] \quad (5.10)$$

gdzie

$r_1 = \eta_1$, $r_2 = \eta_2$ - są to nowe stałe materiałowe.

$$H = H^* + H^{**} \quad (5.11)$$

gdzie

$$H^{**} = (r_1 + r_2) P:Q \quad (5.12)$$

Wyniki uzyskane za pomocą równania (5.10) pokazują, że po prawej stronie równania ewolucji napężenie szcztatkowe opisywane jest jako funkcja wewnętrzna stanu oraz stałych materiałowych. Korzystając z geometrycznej zależności reprezentowanej równaniem $(\hat{\alpha} - r d^p): Q = 0$ można zidentyfikować funkcję wewnętrzną stanu oraz określić wartości stałych materiałowych r_1, r_2 .

Model Armstrong - Frederick (A-F)

Zaproponowany przez Armstronga i Fredericka [92] model w roku 1966 służy do symulacji wieloosiowego efektu Bauschingera, uwzględniając opis przemieszczania się powierzchni plastyczności w przestrzeni naprężeń. Porównując go do reguły wprowadzonej przez Pragera, modelu ten przewiduje efekt Bauschingera, którego inicjacji można się spodziewać podczas badań plastometrycznych w warunkach cyklicznych.

Porównując wyniki uzyskane z próby cyklicznego jednoosiowego odkształcenia oraz testów skręcania/rozciągania rury miedzianej w stanie wyżarzonym, Armstrong i Frederick otrzymali większą zbieżność wyników niż w przypadku zastosowania modelu Pragera i Misesa.

Dodatkowo Autorzy modelu zaproponowali opis numeryczny w postaci podprogramu. Podczas obliczeń numerycznych okazało się jednak, że pomimo iż zaproponowany podprogram do obliczeń zależności przyrostu naprężenia od odkształcenia oraz przyrostu odkształcenia był bardziej skomplikowany, niż w przypadku modelu Pragera, nie dawał on tak dobrej zbieżności z wynikami doświadczalnymi.

Model Armstronga i Fryderyka (1966) [95,96] opiera się na założeniu, że ostatnia część historii odkształcenia materiału dyktuje jego własności mechaniczne. Zasadę umocnienia kinematycznego można zapisać za pomocą równania:

$$\dot{\alpha}_{ij} = \frac{2}{3} C_1 \dot{\epsilon}_{ij}'' - C_2 \alpha_{ij} \dot{\rho} \quad (5.13)$$

gdzie

$\dot{\rho}$ - oznacza prędkość odkształcenia zakumulowanego w materiale $\dot{\rho} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}'' \dot{\epsilon}_{ij}''}$

C_1 i C_2 - stałe określone na podstawie testu jednoosiowego.

Model Wang - Ohno (W-O)

Model zaproponowany przez Wang'a i Ohno'ego (1991) [97,98] oparty jest na nieliniowej zasadzie umocnienia kinematycznego Armstronga i Fredericka. Uwzględnia on wpływ prędkości przyrostu współczynnika temperatury oraz pewne przesunięcie nieliniowego umocnienia kinematycznego, (wielopowierzchniowego oraz wieloskładnikowego).

Badania wykazały, że wykorzystując formy wielopowierzchniowe, które pomijają współczynnik temperatury, istnieje prawdopodobieństwo wystąpienia niestabilności odkształcenia. Taka niestabilność odkształcenia zachodzi wskutek przecinania się powierzchni. Względne tłumaczenie warunków wprowadzone przez Mroza w roku 1967 zostały uzupełnione o część temperaturową. Dodatkowo jej pominięcie, może również doprowadzić do przecięcia się powierzchni nawet, jeśli współczynnik związany z temperaturą jest brany pod uwagę. Efekty ignorowania tych czynników są niewielkie.

Podobnie, pominięcie współczynnika temperatury w formie wieloskładnikowej również prowadzi do niestabilności odkształcenia. Jednak w tym przypadku odkształcenie jest wynikiem podziału na warunki graniczne α_j , gdzie α_j jest składnikiem naprężenia powrotnego.

Pominięcie wielkości składnika temperatury określone jest poprzez przesunięcia pętli histerezy wzdłuż osi naprężeń w obu przypadkach. Czynniki te mają jednak niewielki wpływ na obie postaci.

Model ten charakteryzuje się znacznie większą czułością na zmiany naprężenia niż model Armstronga i Fredericka [95].

Ohno i Wang (1993) [99] zaproponowali również kinematyczny modelu mocnienia w oparciu o występujący stan krytyczny podczas zdrowienia dynamicznego. Poniżej przedstawiony zostanie rozkład umocnienia kinematycznego na części w celu określenia zachowania się materiału. Każda z części zakłada, że w materiale występuje taki stan krytyczny po przekroczeniu, którego proces zdrowienia dynamicznego jest w pełni aktywowany.

W modelu pierwszym, zdrowienie dynamiczne α_j może być w pełni aktywowane, gdy zostanie osiągnięta pewna wartość krytyczna. Ten krytyczny stan zdrowienia dynamicznego można zapisać w postaci:

$$f_i = \bar{\alpha}_i^2 - r_i^2 = 0 \quad (5.14)$$

gdzie:

α_i - oznacza wielkość naprężenia powrotnego

r_i – stała materiałowa

Badanie pokazuje, że pod wpływem jednoosiowego obciążenia podczas rozciągania, w momencie gdy skala naprężenia wstecznego równa się parametrowi materiałowemu $\alpha_i = r_i$, proces zdrowienia dynamicznego jest aktywowany, a jego wielkość jest równa wielkości umocnienia. Przez co wielkość przyrostu naprężenia powrotnego jest równa zero. Równanie opisujące naprężenie powrotne przyjmuje postać:

$$\dot{\alpha}_i = \frac{2}{3} h_i \dot{\epsilon}_{ij}'' - H(f_i) \lambda_i \frac{\alpha_i}{r_i} \quad (5.15)$$

gdy $\alpha_i = r_i$ wtedy równanie otrzymuje postać:

$$\frac{2}{3} h_i \dot{\epsilon}_{ij}'' = H(f_i) \lambda_i \frac{\alpha_i}{r_i} \quad (5.16)$$

co w rezultacie daje $\dot{\alpha}_i = 0$.

Natomiast drugi model mówi o tym, że zdrowienie dynamiczne jest aktywowane, jako wielkość naprężenia powrotnego α_i , a jego wartość jest zbliżona do wartości stałej materiałowej r_i . Daje to nieliniową ewolucję α_i .

Oba modele zaproponowane przez O-W, są w stanie przewidywać znacznie mniejszą akumulację jedno- i trójosiowego odkształcenia, niż model A-F, biorąc pod uwagę zarówno modele wieloskładnikowe, jak i wielopowierzchniowe. Oba modele w późniejszym czasie zostały zweryfikowane przez Tanaka i innych (1991) podczas symulacji jedno- i trójosiowego odkształcenia.

Model Voyiadjis - Kattan (V-K)

Voyiadjis i Kattan (1990) [100,101] zaproponowali teorię opisu cyklicznej plastyczności dla odkształceń skończonych w układzie odniesienia Eulera. Nowa reguła umocnienia kinematycznego została zaproponowana na podstawie obserwacji doświadczalnych Phillipsa i innych (w latach

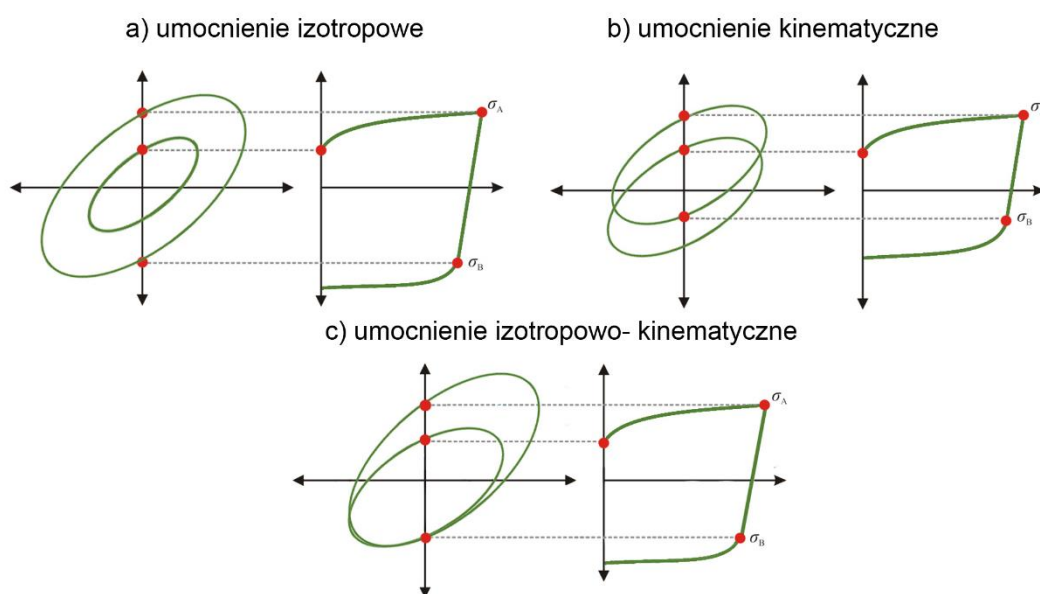
1973, 1974, 1979, 1986). Wyniki uzyskane na podstawie prezentowanego modelu wykazują lepszą zbieżność wyników niż w model Tsenga-Lee (1983).

W modelu V-K, kluczowym parametrem jest minimalna odległość pomiędzy powierzchnią plastyczności i powierzchnią graniczną. Gdy odległość pomiędzy powierzchniami osiąga wartość krytyczną kierunek ruchu powierzchni plastyczności w pobliżu powierzchni granicznej ulega zmianie. W takim przypadku model Tseng – Lee (1983) stosowany jest do zapewnienia styku obu powierzchni w punkcie naprężenia. Z jednej strony model ten zakłada zakrzywiony tor ruchu powierzchni plastyczności wewnątrz powierzchni granicznej, z drugiej zaś ruch środka powierzchni plastyczności w linii prostej.

Model Chaboche

W procesach przeróbki plastycznej, w których występuje zmienna droga odkształcenia konieczne jest zastosowanie modelu mieszanego izotropowo-kinematycznego (Rys. 5.5). Część kinematyczna modelu zaproponowanego przez Chaboche'a [102] stosowana jest w celu uwzględnienia efektu Bauschingera, który występuje w mniejszym lub większym stopniu we wszystkich materiałach metalicznych poddanych procesom z wykorzystaniem odkształceń cyklicznych. Model mieszany jest również szeroko stosowany podczas analizy problemów związanych ze sprężystością elementów z blach [87,90,103].

W rzeczywistych procesach zaobserwowano, iż stosowanie modelu izotropowego nie jest wystarczające do uzyskania dokładnych wyników w zakresie odkształceń sprężysto- plastycznych. Odwrotna sytuacja obserwowana jest w przypadku stosowania modelu kinematycznego, który znacząco poprawia osiągnięcia modelu.



Rys. 5.5 Modyfikacja powierzchni plastyczności pod wpływem odkształcenia plastycznego w przestrzeni naprężeń głównych dla różnych sposobów umocnienia.

Zaproponowany przez Chaboche'a i jego współpracowników (1979, 1991) [104] model oparty jest na rozkładzie nieliniowej kinematycznej zasady umocnienia opisywanej przez model A-F. Rozkład ten jest istotny podczas opisu trzech krytycznych odcinków na stabilnej pętli histerezy:

- odcinek pierwszy: początkowy moduł sprężystości występuje w momencie wzrostu plastyczności
- odcinek drugi: nieliniowy przebieg pętli histerezy po rozpoczęciu plastycznego płynięcia, aż do momentu, kiedy krzywa ponownie przybiera charakter liniowy
- odcinek trzeci: odcinek o charakterze liniowym, w zakresie wyższych wartości odkształcenia

W celu poprawy przewidywania przebiegu pętli histerezy autorzy początkowo zaproponowali rozkład kinematycznej zasady umocnienia na trzy części odpowiadający trzem powyższym odcinkom na pętli histerezy. Dzięki temu uzyskali oni dokładniejsze wyniki w porównaniu z modelem A-F.

W tej samej pracy Chaboche (1986) analizował trzy modele służące do kinematycznego opisu zachowania się materiałów podczas umocnienia. Pierwszy z nich, wykorzystywał pojęcie wieloplastycznej powierzchni zaproponowany przez Mroza (1967). Model ten jest przydatny do opisu uogólnionej zasady liniowo-kinematycznego umocnienia materiału. Umożliwia także opis:

- nieliniowego przebieg pętli naprężenie- odkształcenie otrzymanej w warunkach cyklicznie stabilnego odkształcenia,
- efektu Bauschingera,
- cyklicznego umacniania i mięknięcia materiałów o plastyczności asymptotycznej.

Główną wadą tego podejścia jest brak możliwości opisu asymetrycznych warunków obciążenia.

Drugi typ modeli wykorzystuje dwie powierzchnie: plastyczności i graniczną do opisanie własności materiału, podobnie jak w modelu V-K. W tym celu wybrano model Dafaliasa- Popov'a, który wykazuje następujące różnice w stosunku do modelu Mroza:

- wykorzystuje jedynie dwie powierzchnie, w przeciwieństwie do modelu Mroza, który potrzebuje znacznie większej ilości powierzchni,
- nadaje się do opisu ciągłych zmian modelu plastycznego, umożliwiając tym samym opis przejścia ze stanu sprężystego w stan plastyczny.

W modelu Mroza do opisu niezbędna jest duża liczba zmiennych. W modelu dwupowierzchniowym procedura uaktualnienia danych potrzebnych do opisu przejścia materiału ze stanu sprężystego w stan plastyczny oraz symulacja efektów tego zjawiska prowadzi do niespójności wyników w złożonych warunkach obciążenia materiału.

Nieliniowa zasada umocnienia kinematycznego jest pośrednim podejściem modeli stosujących równania różniczkowe determinowane za pomocą zmiennych kinematycznych. Zmiana modułu umocnienia materiału może zostać wprowadzona bezpośrednio na podstawie tych równań, przy czym w przypadku modelu Mroza nieliniowość umocnienia kinematycznego została wprowadzona przez moduł umocnienia związany z kilkoma powierzchniami koncentrycznymi. W modelu Dafaliasa i Popov'a zastosowana została ciągła zmiana modułu umocnienia materiału, na podstawie, której wprowadzono zasadę przemieszczania się powierzchni plastyczności.

Dopiero później okazało się, że model zaproponowany przez Chaboche'a ma tendencję do przewidywania odkształceń monotonicznych oraz powrotnych odkształceń cyklicznych. Aby pokonać trudności z tym związane Chaboche w roku 1991 wprowadził czwartą regułę rozkładu umocnienia kinematycznego, opierającą się na wartości granicznej. Ostatnia reguła rozkładu umocnienia kinematycznego służy do zasymulowania stałego, liniowego umocnienia w zakresie wartości granicznej i nieliniowego poza tą wartością. Podczas wykorzystywania czwartej zasady przewidywanie rozkładu krzywej histerezy jest ograniczone. Dzieje się tak, dlatego że wartość graniczna podczas ponownego wywołania jest ignorowana, natomiast liniowe umocnienie następuje tak jakby nie występowała czwarta zasada. Poza wartością graniczną, ponowne

wywołanie warunku sprawia, że następuje kolejne umocnienie nieliniowe i zmniejsza się stopień przewidywania.

Procesy prowadzone ze zmianą drogi odkształcenia wymagają zastosowania zaawansowanych modeli umocnienia, aby uwzględnić zjawiska zachodzące podczas ich trwania. Przykładem takiego modelu jest wyżej opisany model Chaboche'a, który składa się z części izotropowej i kinematycznej. Umocnienie izotropowe opisuje zależność:

$$\sigma^0 = \sigma_0 + Q(1 - \exp^{-b\varepsilon}) \quad (5.17)$$

gdzie:

σ^0 - izotropowa część umocnienia

σ_0 - granica plastyczności

Q - maksymalna zmiana powierzchni plastyczności

b - szybkość zmiany powierzchni plastyczności podczas odkształcenia plastycznego

ε - intensywność odkształcenia

Natomiast część kinematyczna opisywana jest za pomocą równania:

$$\alpha_k = \frac{C_k}{\sigma_0} (\sigma - \alpha) \varepsilon - \gamma_k \alpha \varepsilon \quad (5.18)$$

gdzie:

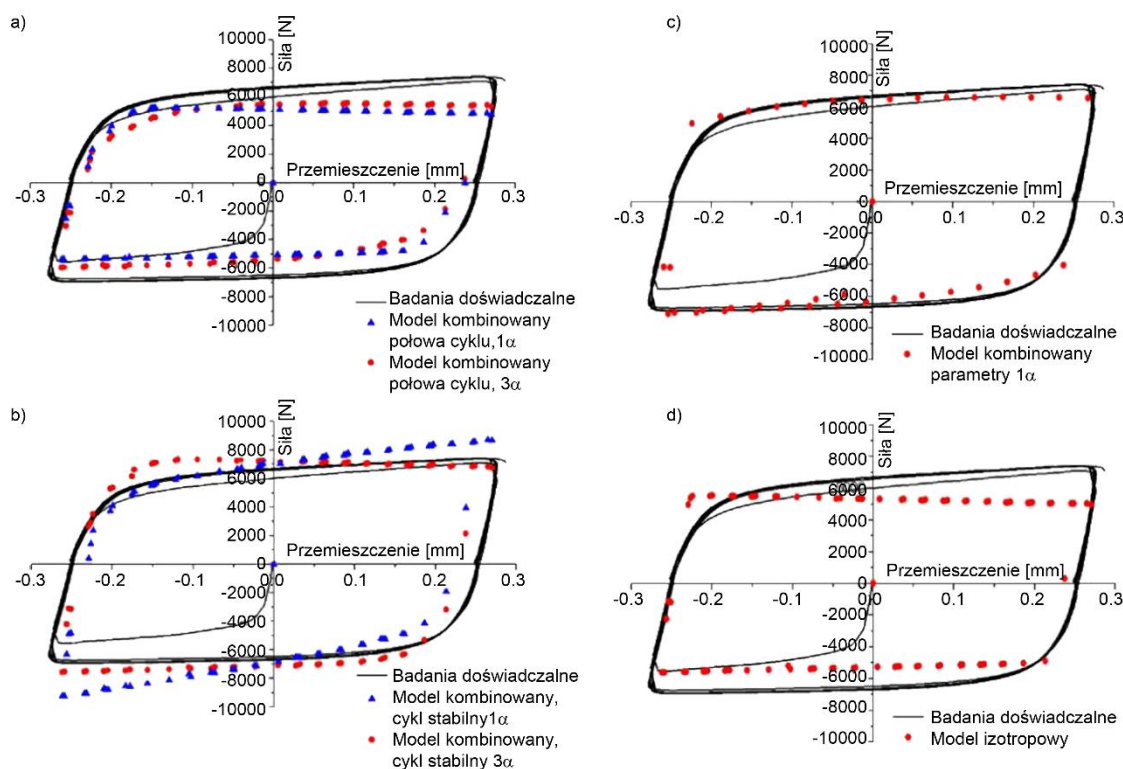
α - naprężenie powrotne

C_k, γ_k - parametry kontrolujące położenie w przestrzeni naprężeń dla każdego naprężenia powrotnego [90]

Część kinematyczna modelu Chaboche'a prezentowana równaniem (5.18) oparta jest na dwóch głównych parametrach: początkowym kinematycznym module umocnienia (C_k) oraz szybkości, przy której moduł umocnienia zmniejsza się wraz ze wzrostem odkształcenia (γ_k). Parametry te kalibrowane przy pomocy różnych metod, biorąc pod uwagę dane z połowy cyklu (z ang. *half-cycle*) np. próby jednoosiowego ściskania bądź rozciągania. Takie podejście jest zazwyczaj wystarczające, gdy symulacja obejmuje niewielką liczbę cykli. Dla każdego punktu danych ($\sigma_i \varepsilon_i$) wartość całkowitego naprężenia powrotnego, stanowiącą sumę wszystkich naprężeń powrotnych w każdym punkcie, uzyskuje się z danych doświadczalnych jako różnicę pomiędzy aktualną wartością naprężenia, a wielkością powierzchni plastyczności. Drugim podejściem jest kalibracja umocnienia kinematycznego na podstawie tzw. cyklu stabilnego, w którym krzywa naprężenie-odkształcenie nie ulega zmianie w kolejnym cyklu. Zastosowanie tego typu kalibracji możliwe jest jedynie w przypadku danych doświadczalnych otrzymanych z cyklicznych odkształceń symetrycznych. Dla każdego zestawu danych ($\sigma_i \varepsilon_i$) naprężenie powrotne otrzymywane jest z danych doświadczalnych ($\alpha_i = \sigma_i - \sigma_s$ gdzie $\sigma_s = (\sigma_1 - \sigma_n)/2$).

Parametry C_k, γ_k można określić również bezpośrednio przy pomocy tzw. metody odwrotnej (z ang. *inverse*). W tej metodzie również potrzebne są dane z cyklicznych badań plastometrycznych. Optymalne parametry identyfikowane są poprzez minimalizowanie funkcji celu, definiowanej jako błąd pierwiastka kwadratowego pomiędzy wartościami zmierzonymi oraz obliczonymi. Rys. 5.6 przedstawia porównanie wyników doświadczalnych z wynikami modelowania numerycznego przy zastosowaniu opisanych metod kalibracji modelu Chaboche'a. Najdokładniejsze odwzorowanie pętli histerezy uzyskano dla parametrów modelu skalibrowanych przy użyciu metody odwrotnej. Wadą tego podejścia w porównaniu do dwóch pozostałych jest konieczność wykonania serii dodatkowych obliczeń i prób optymalizacji na etapie identyfikacji

parametrów modelu. Wyniki zamieszczone na Rys. 5.6 a i b wskazują, że zwiększenie podczas symulacji liczby cykli z jednego do trzech w niewielkim stopniu poprawiają dokładność otrzymanych wyników. Rys. 5.6 d przedstawia wyniki modelowania uzyskane podczas zastosowania modelu izotropowego, które w bardzo dużym stopniu odbiegają od danych doświadczalnych, co dodatkowo potwierdza fakt, że podczas symulacji procesów, w których występują naprężenia powrotne istnieje konieczność zastosowania modelu izotropowo-kinematycznego.



Rys. 5.6 Porównanie wyników uzyskanych z badań doświadczalnych z wynikami modelowania numerycznego przy zastosowaniu różnych sposobów definiowania elementów umocnienia kinematycznego poprzez określenie danych z połowy cyklu -a); danych z cyklu ustabilizowanego -b); parametrów modelu zidentyfikowanych metodą odwrotną -c); oraz przy zastosowaniu modelu izotropowego -d) [90].

Modele przedstawione powyżej stanowią zestawienie najważniejszych modeli empirycznych stosowanych do symulacji złożonej drogi odkształcenia w tym również odkształceń cyklicznych.

5.2. Modele oparte na podstawach fizycznych

Rozwój nowoczesnych materiałów konstrukcyjnych charakteryzujących się złożoną strukturą wynikającą z występowaniem wielu mechanizmów umocnienia, stawia konieczność stosowania coraz dokładniejszych narzędzi modelowania. Z tego względu coraz częściej modele empiryczne zastępowane są bardziej dokładnymi modelami opartymi na podstawach fizycznych. Proponowane rozwiązania charakteryzują się różnym stopniem uwzględnienia podstaw fizycznych. Jednym z przykładów tego typu modeli, który znalazł szerokie zastosowanie jest model Johnsona- Cooka [105]. Jest on powszechnie stosowany w szerokim zakresie temperatur oraz prędkości odkształcenia. Związek zaproponowany przez autorów dobrze odzwierciedla

zachowanie się wielu materiałów zarówno podczas odkształcenia w warunkach quasi- statycznych jak i dynamicznych. Ogólna postać równania Johnsona- Cooka:

$$\sigma_y = [A + B\varepsilon^n][1 + C\ln\dot{\varepsilon}][1 - (T^*)^m] \quad (5.19)$$

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (5.20)$$

gdzie:

- A – granica plastyczności dla parametrów odniesienia (T_r, ε_0)
- B – parametr umocnienia odkształceniowego
- n – wykładnik umocnienia odkształceniowego
- m - wykładnik uplastycznienia termicznego
- ε – odkształcenie plastyczne
- C – parametr określający wpływ intensywności prędkości odkształcenia
- T_m – temperatura topnienia
- T – temperatura odkształcenia

Równanie (5.19) można podzielić na trzy człony, pierwszy z nich opisuje zależność od wielkości odkształcenia, drugi opisuje czułość materiału na prędkość odkształcenia, natomiast ostatni odnosi się do wpływu temperatury na wielkość naprężenia plastycznego płynięcia. W literaturze dostępne są informacje dotyczące wartości poszczególnych stałych dla dużej liczby materiałów. Stałe te wyznaczone są doświadczalnie, część z nich wyznaczana jest na podstawie prostych badań plastometrycznych tj. statyczna próba rozciągania bądź skręcania (stała A, B, n). Natomiast wartości stałych C i n wyznaczone są najczęściej na podstawie badań w warunkach dynamicznych np. na podstawie testu Taylora [106]. Pomimo szerokiego zastosowania, model Johnsona- Cooka jest modelem izotropowym, który nie uwzględnia wpływu zmiany kierunku działania odkształcenia podczas procesów przeróbki plastycznej metali. Stanowi to duże ograniczenie w możliwości zastosowania go podczas modelowania zjawisk zachodzących przy złożonej historii odkształcenia. Wyniki otrzymane za pomocą modelu Johnsona- Cooka podczas symulacji numerycznych prostych testów cyklicznych wykazują duże rozbieżności po zmianie kierunku odkształcenia w stosunku do danych uzyskanych na drodze eksperymentalnej, co zostanie zaprezentowane w części doświadczalnej niniejszej pracy.

W literaturze możemy znaleźć również szereg modeli pozwalających na obliczenie zmian zachodzących w strukturze dyslokacyjnej, które w konsekwencji dają możliwość opisu rzeczywistych zjawisk zachodzących w materiale podczas procesów odkształcenia plastycznego. Należy jednak pamiętać, że brak możliwości jednoznacznego odróżnienia różnych rodzajów dyslokacji może powodować istotne rozbieżności w ocenie procesu umacniania materiału. Problem ten nabiera szczególnego znaczenia w momencie, kiedy kilka mechanizmów umocnienia działa jednocześnie jak np. w stalach z mikrododatkiem stopowymi. Ogólnie modele oparte na zmianie struktury dyslokacyjnej można podzielić na trzy podstawowe grupy przedstawione na Rys. 5.7 [107].



Rys. 5.7 Ogólny podział modeli naprężenia uplastyczniającego wykorzystujących gęstość dyslokacji do opisu zjawisk zachodzących w materiale.

Pierwsza grupa opiera się na koncepcji modelowania zmiany średniej gęstości dyslokacji. Główną zaletą tej grupy modeli jest możliwość przewidywania i wyjaśnienia krzywej naprężenie-odkształcenie oraz zjawisk towarzyszących procesowi umocnienia materiału. Ze względu na zastosowaną, uśrednioną wartość gęstości dyslokacji modele te nie są w stanie przewidywać przestrzennego rozkładu dyslokacji w materiale.

Tą grupę można podzielić na:

- modele uwzględniające średnią gęstość dyslokacji (np. modele Kocks- Mecking [108] oraz Estrin- Mecking [109])
- modele uwzględniające podział średniej gęstości dyslokacji na gęstość dyslokacji występujących w ścianach komórek oraz w ich wnętrzu (np. model Nix i współautorzy [110] oraz Estrin i współautorzy [111])
- modele uwzględniające podział średniej gęstości dyslokacji na gęstość dyslokacji ruchomych, nieruchomych w ścianach komórek oraz nieruchomych wewnątrz komórek (np. model Roters i współautorzy [112])

Druga grupa modeli opisuje czasoprzestrzenny rozkład dyslokacji zakładając, że gęstość dyslokacji zmienia się w przestrzeni. Z ich pomocą możliwe jest wyjaśnienie powstania struktur dyslokacyjnych takich jak komórki, linie płynięcia oraz przesunięcia linii poślizgu. Modele należące do tej grupy zazwyczaj składają się z nieliniowych równań różniczkowych znacznie bardziej skomplikowanych niż prezentowane w grupie pierwszej [113]. Walgraef i Afantis [114–116] opracowali model, gdzie różne populacje dyslokacji ewoluują zgodnie z równaniami reakcji dyfuzyjnych.

Trzecia grupa opisuje dyskretne modele dynamiki dyslokacji w tym symulacje zarówno dwuwymiarowe (Groma i Pawley [117]) oraz trójwymiarowe (Bre'chet i współautorzy [118] oraz Kubin i współautorzy [119]), w których opisywane jest zachowanie poszczególnych dyslokacji. Modele z tej grupy pozwalają zarówno na przewidywanie krzywej naprężenie- odkształcenie (podobnie jak modele z grupy pierwszej), jak i wzorów dyslokacji (podobnie jak modele z grupy drugiej). Jednak ze względu na złożoność interakcji dalekosiężnych pomiędzy dyslokacjami oraz innymi składnikami mikrostruktury takie modele są bardzo złożone i wymagają długiego czasu obliczeń.

Jak już wspomniano modele bazujące na zmiennej średniej gęstości dyslokacji są szeroko stosowane ze względu na dobrą zgodność wyników z danymi uzyskiwanymi na drodze

doświadczalnej przy zachowaniu stosunkowo krótkiego czasu obliczeń w porównaniu z pozostałymi metodami. W niniejszej pracy skupiono się na analizie i modyfikacji modeli należących właśnie do tej grupy.

Model MTS (Mechanical Threshold Stress)

Kolejnym z analizowanych modeli był model MTS [120–122]. Naprężenie uplastyczniające w tym modelu przedstawiane jest jako funkcja podstawowych parametrów procesu odkształcania. Reprezentowane jest przez następujące równanie konstytutywne:

$$\sigma_y(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma_G + (S_i \sigma^* + S_e \sigma_e) \frac{G(p, T)}{G_0} \quad (5.21)$$

gdzie:

σ_G – atermiczna składowa naprężenia uplastyczniającego

σ^* - aktywowana cieplnie składowa naprężenia uplastyczniającego

$G(p, T)$ – moduł ścinania dla danej temperatury i ciśnienia

G_0 – moduł ścinania dla temperatury 0K i ciśnienia otoczenia

σ_e – umocnienie odkształceniowe

S_i, S_e – współczynniki skalujące

Główną zaletą modelu jest możliwość jednoczesnego opisu wielu wzajemnych oddziaływań dyslokacje- przeszkody w obliczu działania wielu mechanizmów umocnienia materiału. Oddziaływanie pomiędzy dyslokacjami, a przeszkodami blokującymi ich swobodne przemieszczanie się w prezentowanym modelu jest sumą części atermicznej naprężenia oraz oddziaływania aktywowanego cieplnie. Współczynniki skalujące zawarte w równaniu (5.21) definiowane są w następujący sposób:

$$S_i = \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{g_{0i} b^3 G(p, T)} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{0i}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{1/q_i} \right\}^{1/p_i} \quad (5.22a)$$

$$S_e = \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{g_{0e} b^3 G(p, T)} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{0e}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{1/q_e} \right\}^{1/p_e} \quad (5.22b)$$

gdzie:

g_{0i}, g_{0e} – znormalizowane energie aktywacji

$\dot{\varepsilon}_{0i}, \dot{\varepsilon}_{0e}$ – znormalizowane początkowe prędkości odkształcenia

Wartość współczynników skalujących opisywanych równaniami (5.22a) i (5.22b) zależna jest od temperatury oraz prędkości odkształcenia. Follansbee i Kocks [122] oraz Follansbee i współautorzy [123] w swoich pracach przeprowadzili szereg badań, które doprowadziły do zdefiniowania współczynnika S_e , dodatkowo charakteryzującego oddziaływania pomiędzy dyslokacjami a zmagazynowaną podczas wcześniejszego odkształcenia gęstością dyslokacji.

W modelu MTS umocnienie odkształceniowe σ_e reprezentowane jest przez zmodyfikowane prawo Voce'a, które oryginalnie wywodzi się z równowagi pomiędzy generowaniem nowych dyslokacji a procesami zdrowieniowymi zachodzącymi podczas procesu [124].

$$\frac{d\sigma_e}{d\varepsilon} = \theta(\sigma_e) \quad (5.23a)$$

gdzie:

$$\theta(\sigma_e) = \theta_0[1 - F(\sigma_e)] + \theta_{IV}F(\sigma_e) \quad (5.23b)$$

gdzie:

θ_0 – wielkość umocnienia związana z akumulacją dyslokacji

θ_{IV} – umocnienie od tzw. IV etapu krzywej umocnienia

Prezentowany model, jak już wspomniano wcześniej, wykorzystuje podstawowe elementy aktywowanego cieplnie ruchu dyslokacji, które służą wyznaczeniu tzw. naprężenia progowego. Przez naprężenie progowe rozumiemy naprężenie uplastyczniające dla danej mikrostruktury w temperaturze zera bezwzględnego. Follansbee i Kocks [122] wprowadzili całkowitą znormalizowaną energię aktywacji g_0 , która została zastosowana do opisu energii aktywacji przy pomocy równania (5.23a):

$$\Delta G_0 = G(T)b^3 g_0 \quad (5.24)$$

Kocks [125] zaproponował równanie wyrażające zależność energii aktywacji od naprężenia. Po uwzględnieniu kształtu przeszkód oraz równanie (5.24) otrzymujemy następującą postać:

$$\Delta G = \Delta G_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma}{\sigma_p} \right)^{1/2} \right]^{3/2} = G(T)b^3 g_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma}{\sigma_p} \right)^{1/2} \right]^{3/2} \quad (5.25)$$

Podstawiając powyższą relację do równania:

$$\Delta G = kT \ln \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}$$

otrzymano końcową postać opisującą naprężenie uplastyczniające według modelu MTS:

$$\left(\frac{\sigma}{G(T)} \right)^{1/2} = \left(\frac{\sigma_0}{G(T)} \right)^{1/2} \left[1 - \left(\frac{kT}{G(T)b^3 g_0} \ln \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right)^{2/3} \right] \quad (5.26)$$

Sposób opisu zmiany wielkości naprężenia w modelu MTS uzależnionej od podstawowych parametrów procesu odkształcania pozwala na zastosowanie go w opisie procesów charakteryzujących się złożoną historią odkształcania. Zmiana struktury dyslokacyjnej występująca podczas zmiany kierunku odkształcania opisywana jest w sposób pośredni jako interakcje dyslokacji z przeszkodami bliskiego i dalekiego zasięgu.

Istotnym ograniczeniem w praktycznym zastosowaniu tego modelu jest konieczność wykonania dużej ilości badań doświadczalnych w celu poprawnej kalibracji wszystkich parametrów.

Model Rauch, Gracio, Barlat

Podstawowym założeniem autorów kolejnego modelu było uwzględnienie zjawisk zachodzących podczas złożonych procesów przeróbki plastycznej oraz ich opis w jak najprostszej formie. Punktem startowym było podejście Kocksa i Meckinga [126,127]. Następnie, model służył do przewidywania rozwoju zmiany gęstości dyslokacji oraz jej relacji z naprężeniem stycznym.

Podstawową modyfikacją przedstawioną przez autorów w pracy [89] jest uwzględnienie zmiany gęstości dyslokacji odniesionej do kierunku aktualnie działającego obciążenia.

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \sqrt{\rho_f + \rho_r} \quad (5.27)$$

gdzie:

ρ_f – gęstość dyslokacji podczas odkształcenia pierwotnego (z ang. *forward dislocation density*)

ρ_r – gęstość dyslokacji podczas odkształcenia powrotnego (z ang. *reverse dislocation density*)

τ_0 – naprężenie związane z tarcie oraz zawartością substancji rozpuszczonej

α – współczynnik odpowiadający za wzajemne oddziaływanie dyslokacji

Podczas odkształcenia pierwotnego, składowa $\rho_r = 0$, natomiast składowa gęstości dyslokacji podczas odkształcenia powrotnego ρ_f zostaje zakumulowana zgodnie z klasycznym prawem ewolucji, w którym szybkość przyrostu gęstości dyslokacji jest rozdzielana na dwa komponenty: część atermiczna zależna od swobodnej ścieżki Λ dla dyslokacji ruchomych oraz część aktywowana cieplnie definiowana za pomocą współczynnika f , zależna od temperatury i prędkości odkształcenia:

$$\frac{d\rho_f}{d\gamma} = \frac{1}{b\Lambda} - f\rho_f \quad (5.28)$$

gdzie:

γ – odkształcenie styczne, które jest sumą odkształceń stycznych dla wszystkich systemów poślizgu

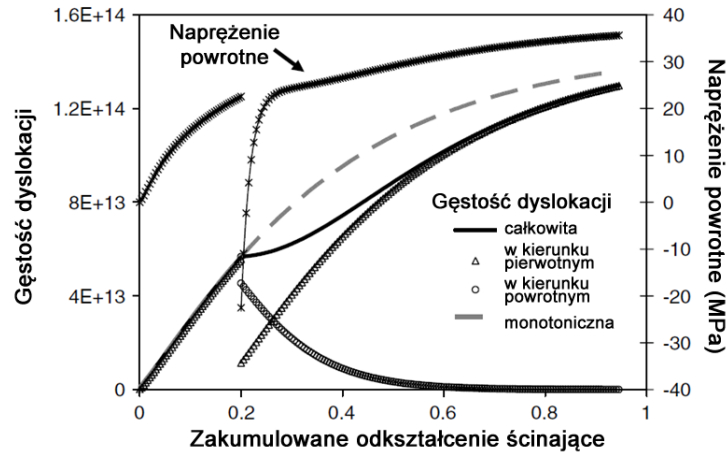
Równanie rozwoju gęstości dyslokacji zawiera główne cechy mikrostrukturalne materiału. Parametr Λ zależny jest nie tylko od gęstości dyslokacji, ale również od przeszkód geometrycznych (wielkości ziarna, cząsteczek fazy obcych) i jest wyrażana jako liniowa zależność odwrotności odległości dla różnych typów przeszkód jak w modelu hybrydowym zaproponowanym przez Meckinga i Estrina [128]. Ponieważ D w równaniu oznacza wielkość ziarna bądź odległość pomiędzy dużymi wtrąceniami, a K liczbę ruchomych segmentów lasów dyslokacyjnych, które są w stanie przemieszczać się zanim zostaną uwięzione na przeszkodach można zapisać:

$$\frac{1}{\Lambda} = \frac{\sqrt{\rho_f}}{K} + \frac{1}{D} \quad (5.29)$$

Prezentowane podejście daje bardzo dobre wyniki w opisie odpowiedzi mechanicznej szerokiego spektrum metali i stopów poddanych obciążeniom monotonicznym. W przypadku zastosowania procesów ze zmienną drogą odkształcenia zachowanie się materiałów po zmianie kierunku odkształcenia opisywane jest za pomocą prawa ewolucji gęstości dyslokacji. Po odkształceniu pierwotnym, uwięzione dyslokacje stanowią część początkowej gęstości dyslokacji ρ_r , przy zmianie kierunku obciążenia nie zachowują się one jak nowo wygenerowane. Część nagromadzonych dyslokacji powstałych podczas pierwotnego odkształcenia jest wrażliwa na polaryzację naprężenia i ulega stopniowemu zanikowi wraz ze zmianą kierunku działania naprężenia. Pozostała część zostaje uwięziona i zachowuje się w ten sam sposób bez względu na kierunek działania obciążenia. Po zmianie kierunku obciążenia gęstość dyslokacji ρ_f wzrasta wraz ze wzrostem odkształcenia, jak w przypadku odkształcenia w kierunku pierwotnym. Wzrost ρ_f dalej regulowany jest za pomocą równania (5.29). Natomiast zanik części dyslokacji (ρ_r) wrażliwych na polaryzację podczas odkształcenia powrotnego jest uwzględniony w dodatkowym prawie ewolucji, które zostało zredukowane do równania (5.30):

$$\frac{d\rho_r}{d\varepsilon} = -p \frac{1}{b\Lambda} \frac{\rho_r}{\rho_r(\gamma_r=0)} = -\frac{1}{b\Lambda} \frac{\rho_r}{\dot{\rho}_f} \quad (5.30)$$

Rzeczywista gęstość dyslokacji, a także zachowanie się zmiennej wewnętrznej odpowiedzialnej za uwzględnienie naprężenia powrotnego przedstawiono na Rys. 5.8.



Rys. 5.8 Zmiana gęstości dyslokacji podczas odkształcenia pierwotnego, powrotnego oraz sumaryczna wartość obu składowych dla stali niskowęglowej odkształcanej cyklicznie z odkształceniem wstępnym 20% oraz sumaryczna gęstość dyslokacji podczas odkształcenia monotonicznego [89].

W celu pełnego opisu zachowania się materiałów poddanych złożonej historii odkształcenia niezbędne jest uwzględnienie rozwoju tekstury oraz naprężenia powrotnego wywołanego anihilacją i spiętrzaniem się dyslokacji podczas zmiany kierunku obciążenia. W prezentowanym modelu efekty związane z rozwojem tekstury uwzględnione są poprzez zastosowanie współczynnika Taylora. Celem uwzględnienia naprężenia powrotnego, wprowadzana jest zmienna wewnętrzna X [129], opisująca zmiany naprężenia powrotnego podczas zmiany kierunku obciążenia [130]. Wprowadzona zmienna jest jedynie wyrażeniem empirycznym nie związanym z żadnym konkretnym procesem. Zakres działania zmiennej X jest ograniczony poprzez równanie:

$$X_s = \alpha(\tau - \tau_0) \quad (5.31)$$

oraz kontrolowane przez dedykowane prawo ewolucji:

$$\dot{X} = C_x(X_s \dot{\gamma} - X|\dot{\gamma}|) \quad (5.32)$$

Stała C_x charakteryzuje dynamikę zmian naprężenia powrotnego, jej wartość musi być wystarczająco wysoka, aby osiągnąć nasycenie w małym zakresie odkształceń. Ogólne równanie opisujące zmianę naprężenia podczas procesu z uwzględnieniem wcześniej wspomnianych zjawisk można zapisać:

$$\sigma = \sigma_0 + M[X + (1 - \alpha)(\tau - \tau_0)] \quad (5.33)$$

Model Bergströma

Model Bergströma jest jednym z częściej stosowanych modeli do opisu zmian zachodzących w strukturze dyslokacyjnej podczas plastycznego płynięcia materiałów [131,132]. Model ten uwzględnia najważniejsze zjawiska wpływające na umocnienie materiału tj. szybkość generowania

nowych dyslokacji oraz ich anihilację, a także efekty cieplne związane z dynamicznym zdrowieniem. Podstawowym założeniem prezentowanego modelu jest fakt, że zmiana gęstości dyslokacji podczas procesu odkształcania związana jest z generowaniem nowych dyslokacji, zakotwiczenia się dyslokacji, ponownym uruchomieniem dyslokacji zakotwiczonych oraz procesem anihilacji. Zaproponowany model umożliwia bezpośrednio wykorzystanie informacji o strukturze dyslokacyjnej w opisie mechaniki plastycznego płynięcia. Określenie gęstości dyslokacji w stalach mikrostopowych stawia duże trudności, natomiast reprezentacja struktury dyslokacyjnej z wykorzystaniem ilościowego opisu struktury komórkowej jest wystarczająca do analizy podstawowych związków pomiędzy parametrami procesu odkształcania a własnościami mechanicznymi materiału. Dlatego też ogólnie przyjmuje się, że dyslokacje w materiałach silnie odkształconych można podzielić na te tworzące strukturę komórkową oraz te które, znajdują się we wnętrzach komórek. Gęstość dyslokacji znajdująca się w ścianach komórek jest znacznie wyższa niż ta znajdująca się w ich wnętrzach. Zmiana udziału objętościowego ścian komórek jest jednym z podstawowych parametrów kontrolujących rozwój struktury dyslokacyjnej podczas procesu odkształcania. Jej poprawne określenie jest kluczowe w procesie modelowania. W celu określenia udziału objętościowego ścian komórek najczęściej wykorzystywane jest prawo mieszaniny faz, które przyjmuje postać:

$$\rho_t = f\rho_w + (1 - f)\rho_c \quad (5.34)$$

gdzie:

ρ_t – całkowita gęstość dyslokacji

ρ_w – gęstość dyslokacji w ścianach komórek dyslokacyjnych

ρ_c – gęstość dyslokacji wewnątrz komórek dyslokacyjnych

f – udział objętościowy ścian komórek.

Do obliczenia całkowitej objętości ścian komórek można wykorzystać wyznaczaną doświadczalnie zależność:

$$f = f_\infty + (f_0 - f_\infty) \exp\left(\frac{-\hat{\gamma}}{\hat{\gamma}}\right) \quad (5.35)$$

gdzie:

f_0 – wartość całkowitej objętości ścian komórek w początkowej fazie odkształcania

f_∞ - wartość całkowitej objętości ścian komórek odpowiadająca maksymalnemu odkształceniu

$\hat{\gamma}$ – szybkość zmiany funkcji całkowitej objętości ścian komórek odpowiadająca naprężeniu ścinającemu γ

Naprężenie styczne w ścianach komórek τ_w oraz w ich wnętrzu τ_c opisywane jest za pomocą zależności:

$$\tau_c = \alpha G b \rho_c^{-1/2} \left(\frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0}\right)^{1/m} \quad (5.36a)$$

$$\tau_w = \alpha G b \rho_w^{-1/2} \left(\frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0}\right)^{1/m} \quad (5.36b)$$

gdzie:

$\dot{\gamma}_c, \dot{\gamma}_w$ - prędkość odkształcenia ścinającego odpowiednio wewnątrz komórek i ścianach komórek

$\dot{\gamma}_0$ - początkowa wartość prędkości odkształcenia postaciowego

$1/m$ - wrażliwość na prędkość odkształcenia

Całkowite naprężenie styczne związane z gęstością dyslokacji opisywaną za pomocą struktury komórkowej można obliczyć analogicznie do równania (5.34):

$$\tau = f\tau_w + (1-f)\tau_c \quad (5.37)$$

Kocks i Mecking w swojej pracy [53,69] zaprezentowali zależność opisującą zmianę gęstości dyslokacji wewnątrz komórek:

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_w - \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f)^{1/3}} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad (5.38)$$

Równanie (5.37) opisuje trzy podstawowe mechanizmy związane ze zmianą gęstości dyslokacji wewnątrz komórek. Pierwszy człon reprezentuje spadek gęstości dyslokacji wewnątrz komórek jako wynik przemieszczania się części dyslokacji z ich wnętrza do ścian komórek.

$$(\dot{\rho}_c)_{walls}^- = -\beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f)^{1/3}} \quad (5.38a)$$

Kolejna część związana jest z działaniem źródeł Franka-Reada aktywowanym przez dyslokacje przemieszczające się do ścian komórek:

$$(\dot{\rho}_c)^+ = \frac{3\alpha^* n_d v_w}{(d-w)^2 l} \quad (5.38b)$$

Trzecia część opisuje proces anihilacji związany z poślizgiem poprzecznym. Opisany za pomocą zależności

$$(\dot{\rho}_c)_{cs}^- = -k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad (5.38c)$$

Zmiana gęstości dyslokacji w ścianach komórek opisywał w swojej Estrin i in. [133]. Może być ona zapisana za pomocą równania:

$$\dot{\rho}_w = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f)^{2/3}}{bdf} + \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f) \sqrt{\rho_w}}{fb} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad (5.39)$$

Podobnie jak w przypadku zależności opisującej zmianę gęstości dyslokacji wewnątrz komórek, równanie (5.39) również opisuje trzy mechanizmy związane z przemieszczaniem się dyslokacji podczas procesu odkształcania. Pierwszy człon równania (5.39) opisuje wzrost gęstości dyslokacji w ścianach komórek wynikający z już wcześniej wspomnianego przemieszczania się dyslokacji z wnętrza komórek.

$$(\dot{\rho}_w)^+ = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f)^{2/3}}{bdf} \quad (5.39a)$$

Drugi człon również odnosi się do wzrostu gęstości dyslokacji wywołany źródłami Franka-Reada. Ten proces jest analogiczny do opisywanego za pomocą drugiej części równania (5.38), ale działa w przeciwnym kierunku.

$$(\dot{\rho}_w)^+ = \frac{\sqrt{3}\beta^*\dot{\gamma}_c(1-f)\sqrt{\rho_w}}{fb} \quad (5.39b)$$

Ostatni człon odzwierciedla proces anihilacji związany z poślizgiem poprzecznym, definiowany za pomocą równania:

$$(\dot{\rho}_w)_{cs}^- = -k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0}\right)^{-\frac{1}{n}} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad (5.39c)$$

Przeprowadzona analiza teoretyczna istniejących modeli naprężenia uplastyczniającego wykazała, jak istotne znaczenie ma odpowiedni dobór modeli konstytutywnych, w przypadku symulacji numerycznych złożonych procesów przeróbki plastycznej. Uwzględnienie zmian gęstości dyslokacji podczas procesu modelowania komputerowego daje możliwość uzyskania dużej zbieżności wyników otrzymanych przy pomocy modelowania komputerowego z wynikami uzyskanymi na drodze doświadczalnej. Bazując na wynikach badań doświadczalnych oraz przeprowadzonej analizie literaturowej możliwe jest wyznaczenie kluczowych parametrów poszczególnych modeli. Dodatkowo, zastosowanie tego podejścia nie wymaga rozwiązywania skomplikowanych równań jak w modelach uwzględniających czasoprzestrzenny rozkład dyslokacji czy bardzo długiego czasu obliczeniowego jak modele oparte na dynamice dyslokacji. Przeprowadzona analiza literaturowa pozwoliła na wyselekcjonowanie dwóch podstawowych modeli opartych na podstawach fizycznych, które w części badawczej zostały poddane szczegółowej analizie pod kątem możliwości przewidywania zmian w materiałach poddanych złożonej historii odkształcenia.

II. Cel i teza pracy

Przeprowadzone badania literaturowe oraz analiza związków pomiędzy poszczególnymi mechanizmami umocnienia a złożoną historią odkształcenia oraz uzyskiwanymi własnościami mechanicznymi materiałów wielofazowych oraz umacnianych wydzieleniowo, pozwalają na sformułowanie celu i tezy pracy.

Wyznaczenie podstawowych związków pomiędzy parametrami procesowymi i strukturą materiału, wpływającymi na analizowane mechanizmy umocnienia wymagało sformułowania następujących celów pracy:

- zdefiniowanie źródeł zmian obserwowanych w mechanizmach umocnienia oraz możliwości ich opisu teoretycznego, spowodowanych zastosowaną zmianą drogi odkształcenia
- opracowanie podstawowych związków konstytutywnych pomiędzy parametrami procesu odkształcania a umocnieniem w przypadku złożonej historii odkształcenia

Tezę pracy stanowi stwierdzenie, że: *w oparciu o zbudowane związki pomiędzy parametrami procesowymi i materiałowymi a umocnieniem materiału możliwym jest odzwierciedlenie wpływu złożonej historii odkształcenia na własności mechaniczne materiałów wielofazowych oraz umacnianych cząstkami faz obcych.*

W pracy szczególna uwaga została zwrócona na zmianę gęstości dyslokacji oraz tworzącą się podstrukturę dyslokacyjną. Środkami do osiągnięcia założonego celu była przeprowadzona analiza kluczowych mechanizmów umocnienia wsparta symulacją komputerową, analizą zmiany pól odkształceń oraz rozwoju mikrostruktury.

III. Część badawcza

6. Cel i zakres badań

Badania doświadczalne w pracy obejmowały przeprowadzenie procesów przeróbki plastycznej z wykorzystaniem złożonej historii odkształcenia w celu analizy wpływu zastosowanych parametrów na rozpatrywane mechanizmy umocnienia. Badania wstępne obejmowały analizę wpływu zastosowanej historii odkształcenia na uzyskane własności mechaniczne badanych stali w cyklicznych badaniach plastometrycznych.

W kolejnym etapie wykonane zostały procesy przeróbki plastycznej charakteryzujące się występowaniem zmiennej drogi odkształcenia. W obu przypadkach analizie poddano zarówno wpływ zastosowanych parametrów procesu odkształcania, jak i działających mechanizmów umocnienia na zmiany struktury i wynikające z tego własności końcowe analizowanych materiałów wielofazowych oraz umacnianych wydzieleniowo.

Przeprowadzone badania obejmowały:

- Procesy przeróbki plastycznej wykorzystujące zmienną drogę odkształcenia:
 - Badania plastometryczne:
 - cykliczna próba skręcania
 - cykliczna próba ściskania/ rozciągania
 - cykliczna próba trójpunktowego zginania
 - Złożony proces wytwarzania (Kątowe Wielostopniowe Ciągnięcie KWC + ciągnięcie liniowe + spłaszczanie drutu)
 - Proces walcowania nawrotnego
- Badania własności mechanicznych
 - Próba rozciągania
 - Pomiary twardości
 - Analiza DIC
- Badania mikrostrukturalne
 - Mikroskopia optyczna
 - SEM/EBSD
 - Analiza rozkładu gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych GNDs

7. Badania doświadczalne

7.1. Materiał badawczy

W celu oceny wpływu zastosowania zmiennej drogi odkształcenia na mechanizmy umocnienia wytypowane zostały 4 gatunki stali mikrostopowych. Dodatkowo jako materiał referencyjny dla stali mikrostopowych wytypowano stal niskowęglową. Podstawowy skład chemiczny badanych materiałów został przedstawiony w Tablica 7.1. Badane stale mikrostopowe różniły się od siebie siecią krystaliczną. Dwie z nich posiadały sieć krystaliczną regularną przestrzennie centrowaną A2 (stale o strukturze ferrytycznej- Y i X70), natomiast dwie kolejne sieć krystaliczną regularną ściennie centrowaną A1 (modelowe stopy o strukturze austenicznej – Fe30%Ni i Fe30%Ni-Nb). Ponadto w strukturze stali Y dodatkowo występują kolonie perlitu, które podczas analizy traktowane były jako druga faza. W tego typu materiałach, podczas odkształcenia na zimno, dobre własności plastyczne związane są z występowaniem drobnoziarnistej struktury ferrytycznej, natomiast wzrost własności wytrzymałościowych powinien wynikać z obecności drugiej fazy. Stale ferrytyczne i austeniczne wykazują znaczne różnice podczas procesu odkształcenia, tym samym stanowią dobry materiał badawczy dla oceny zmian aktywności mechanizmów umocnienia od zastosowanej historii odkształcania.

W prezentowanych materiałach własności kształtowane są głównie na drodze mechanizmu umocnienia odkształceniowego (dyslokacyjnego i od podstruktury) oraz wydzieleniowego. Wpływ mechanizmu umocnienia wydzieleniowego podczas odkształcenia na zimno odgrywa bardzo istotną rolę. Jak już wspomniano w części literaturowej, dyspersyjne wydzielenia indukowane odkształceniem tj. Nb(C,N) występujące w prezentowanych gatunkach stali stanowią dodatkowe źródło blokowania swobodnego ruchu dyslokacji.

Przyjęte materiały badawcze znajdują szerokie zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu tj. stoczniowym, maszynowym czy samochodowym, co było dodatkową przyczyną ich wyboru. Możliwość sterowania mechanizmami umocnienia, a tym samym własnościami wyrobu końcowego może decydować o ich szerszym zastosowaniu przemysłowym.

Tablica 7.1 Podstawowy skład chemiczny badanych stali (w % wagowych)

Materiał (oznaczenie)	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Ni
Stal niskowęglowa (LC)	0,05	0,185	0,51	0,008	0,017	0,0002	0,001	0,01
Stal ferrytyczna (Y)	0,07	0,27	1,36	0,014	0,006	0,067	0,031	0,08
Stal ferrytyczna (X70)	0,13	0,49	1,49	0,018	0,004	0,035	0,003	-
Modelowy stop austenitu (Fe30%Ni)	0,08	0,25	1,75	0,01	0,013	-	0,003	30,9
Modelowy stop austenitu (Fe30%Ni-Nb)	0,089	0,27	1,73	0,01	0,016	0,09	0,003	29,8

7.2. Urządzenia i techniki badawczej wykorzystywane w części eksperymentalnej pracy

7.2.1. Badania mechaniczne z uwzględnieniem złożonej historii odkształcenia

W celu przeprowadzenia zarówno badań plastometrycznych, jak i procesów przeróbki plastycznej z wykorzystaniem zmiany drogi odkształcenia wykorzystano następujące urządzenia:

- symulator termomechaniczny ASPII (z ang. *Arbitrary Strain Path Testing Machine*)
- maszyny wytrzymałościowe: INSTRON 4502 oraz Zwick Z250
- laboratoryjna walcarka kwarto

Pierwsze z prezentowanych urządzeń – symulator termomechaniczny ASP (Rys. 7.1) znajduje się na wyposażeniu Institute of Microstructural and Mechanical Process Engineering, University of Sheffield.



Rys. 7.1 Symulator termomechaniczny ASPII.

W niniejszej pracy prezentowane urządzenie posłużyło do wykonania cyklicznych prób skręcania materiału. Do podstawowych parametrów charakteryzujących symulator termomechaniczny ASP można zaliczyć:

- możliwość prowadzenia badań w złożonym stanie odkształcenia (jednoczesne bądź posobne skręcanie/ ściskanie/ rozciąganie)
- maksymalne obciążenie liniowe: 100 kN
- maksymalna prędkość ruchu trawersy: 100 mm/s
- maksymalne przemieszczenie trawersy: 50mm
- maksymalny moment obrotowy: 500Nm
- maksymalna szybkość obrotowa w jednym cyklu odkształcenia: 1000 obr/min
- możliwość hartowania poprzez zraszanie wodą
- zakres temperatur pracy: 20°C – 1300°C.

Próby cyklicznego ściskania/ rozciągania materiału wykonane zostały z zastosowaniem maszyny wytrzymałościowej Zwick Z250 (Rys. 7.2) znajdującej się na wyposażeniu Katedry Przeróbki Plastycznej Metali, AGH.



Rys. 7.2 Maszyna wytrzymałościowa Zwick Z250

Podstawowe parametry zastosowanego urządzenia:

- systemy napędowe pozwalające na pracę w warunkach cyklicznych do maksymalnego obciążenia i prędkości bez konieczności dokonywania przerw między badaniami
- maksymalna siła: 250 kN
- maksymalna prędkość ruchu trawersy 600 mm/min
- pomiar siły:
 - od 0.5 kN klasa 1
 - od 2.5 kN klasa 0.5
- dokładność i powtarzalność pozycjonowania: 2 μm

Ostatnimi, zrealizowanymi na potrzeby pracy, badaniami platometrycznymi były próby cyklicznego trójpunktowego zginania. Wykonane zostały one przy pomocy maszyny wytrzymałościowej Instron 4502 (Rys. 7.3) znajdującej się na wyposażeniu Katedry Plastycznej Przeróbki Metali, AGH.



Rys. 7.3 Maszyna wytrzymałościowa Instron 4502.

Podstawowe parametry zastosowanego urządzenia:

- maksymalna siła: 10 kN
- dokładność i powtarzalność pozycjonowania: 0.01 mm
- maksymalne przemieszczenie trawersy 1079 mm
- zakres temperatur pracy: 10°C – 40°C

Proces walcowania przeprowadzony został przy pomocy laboratoryjnej walcarki kwarto (Rys. 7.4) również będącej na wyposażeniu Katedry Plastycznej Przeróbki Metali, AGH. Podstawowe parametry urządzenia to:

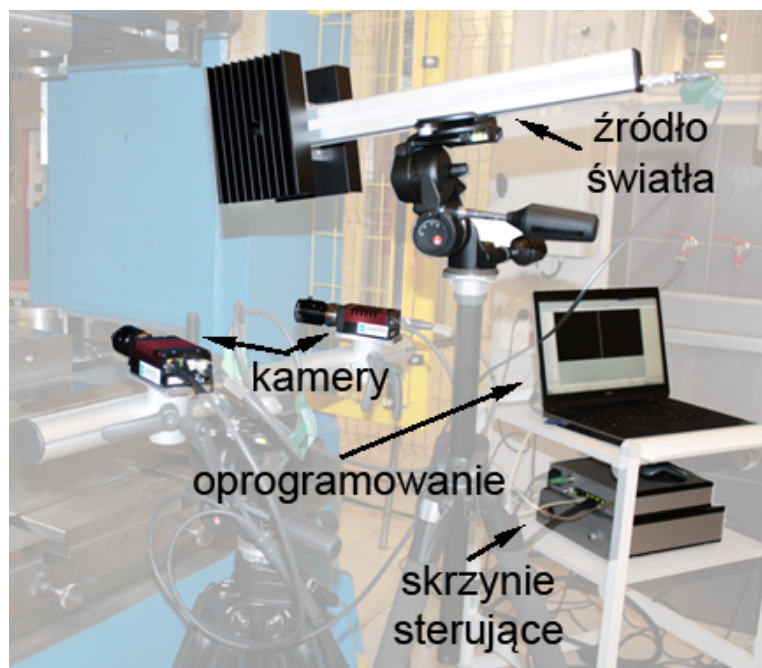
- długość walców roboczych i oporowych: 200 mm
- średnica walców roboczych: 100 mm
- średnica walców oporowych: 400 mm
- silnik prądu przemiennego z napędem falownikowym o mocy: 30 kW
- maksymalna prędkość obrotowa 126 obr/ min
- maksymalna prędkość obwodowa 0.66 m/s.



Rys. 7.4 Laboratoryjna walcarka kwarto.

7.2.2. Analiza pól przemieszczeń i odkształceń

Badania plastometryczne wykonane w ramach niniejszej rozprawy doktorskiej wspomagane były poprzez analizę zmiany pól przemieszczeń oraz odkształceń podczas procesu odkształcania. W tym celu wykorzystano system do cyfrowej korelacji obrazu Q400 (z ang. *Digital Image Correlation system- DIC*). Zestaw będący częścią wyposażenia Wydziału Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH został przedstawiony na Rys. 7.5, natomiast parametry zastosowanego systemu znajdują się w Tablica 7.2.



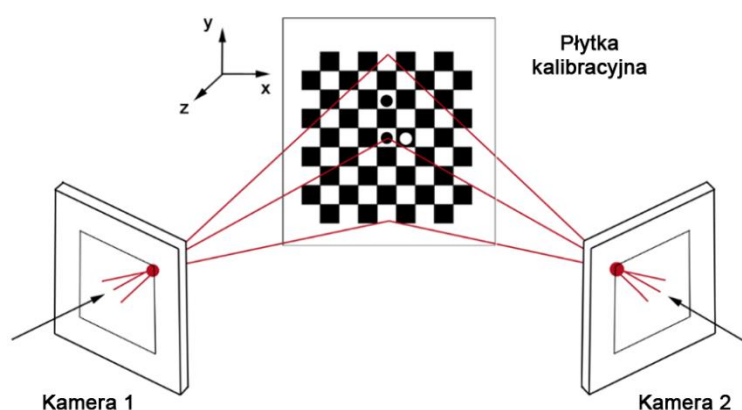
Rys. 7.5 Schemat systemu pomiarowego DIC Q400.

Tablica 7.2 Parametry systemu DIC Q400.

Elementy systemu	Parametry systemu		
Kamery	Rozdzielczość max		5 MPx 2448x 2050 pixel
	Wielkość pixseli		3,45 μm x 3,45 μm
	Czas migawki		4 μsec - 2 sec
Obiektywy	1.4/23	Długość ogniskowa	22,5 mm
		Odległość ogniskowa (F-number)	1.4
	1.9/35	Długość ogniskowa	34,9 mm
		Odległość ogniskowa (F-number)	1.9
	2.8/50	Długość ogniskowa	50,2 mm
		Odległość ogniskowa (F-number)	2.8
Źródło światła	Monochromatyczne		
	Długość fali		Czerwona (620-750nm)
Płytki kalibracyjne	GI-00-WMB	9x9	Wielkość obiektu 5 mm
	GI-03-WMB	9x9	Wielkość obiektu 30 mm
	GI-06-WMB	9x9	Wielkość obiektu 60 mm
	AI-15-BMB	9x9	Wielkość obiektu 150 mm

Technika cyfrowej korelacji obrazu stanowi przydatne narzędzie do analizy zmian pola odkształceń podczas obciążenia materiału. W klasycznej metodzie opartej na korelacji obrazu obiekt obserwowany jest przez kamery CCD, których liczba oraz rozmieszczenie uzależniona jest od geometrii oraz rozmiarów badanego obiektu. Następnie obrazy są przesyłane i podlegają procesowi cyfrowej korelacji obrazu w celu określenia zniekształcenie i/ lub przesunięcie niewielkich elementów obliczeniowych w stosunku do obrazu referencyjnego. Taka procedura umożliwia określenie wielkości deformacji obiektu w płaszczyźnie równoległej do płaszczyzny

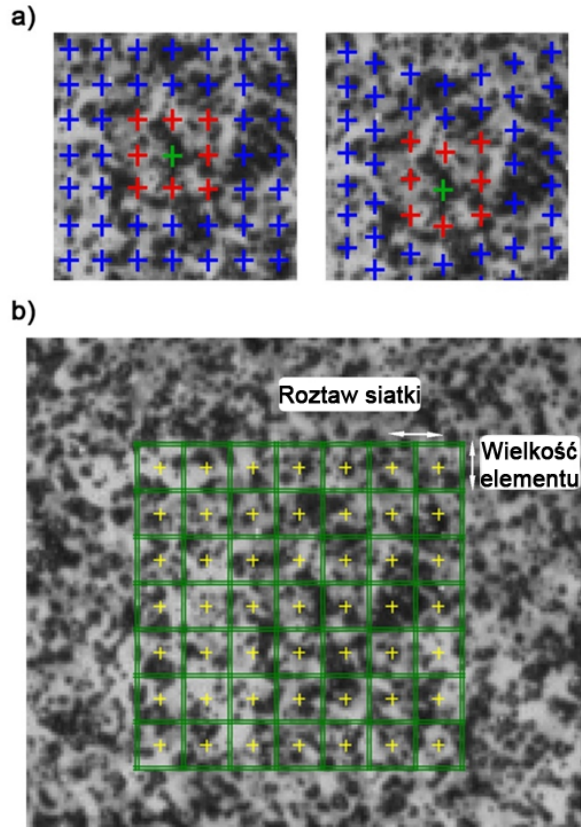
obrazu kamery. W przypadku, gdy obiekt obserwowany jest przez co najmniej dwie kamery ustawione pod odpowiednim kątem w stosunku do obserwowanego obiektu, położenie każdego punktu obiektu skupia się na określonym pikselu na płaszczyźnie kamery. Jeżeli położenie kamer względem siebie jest znane, istnieje możliwość wyznaczenia trójwymiarowych współrzędnych dowolnego punktu powierzchni obserwowanego obiektu. Kiedy algorytm korelacji wykona obliczenia dla każdego punktu powierzchni, możliwe jest wyznaczenie konturu 3D powierzchni obserwowanej przez dwie kamery. Kluczowym elementem przeprowadzenia dobrej korelacji jest takie ustawienie kamer względem siebie, aby umożliwić algorytmowi skorelowanie identycznych punktów z obu kamer. Kąt pomiędzy kamerami, w przypadku zastosowania dwóch kamer powinien wynosić ok. 60°. Kalibracja systemu DIC Q400 odbywa się przy pomocy płytek kalibracyjnych 2D. Podczas procesu kalibracji wykonywana jest seria minimum ośmiu zdjęć płytki ustawionej pod różnymi kątami w stosunku do kamer (Rys. 7.6).



Rys. 7.6 Zasada działania korelacji obrazu z zastosowaniem dwóch CCD kamer z wykorzystaniem płytki kalibracyjnej jako obiekt obserwacji.

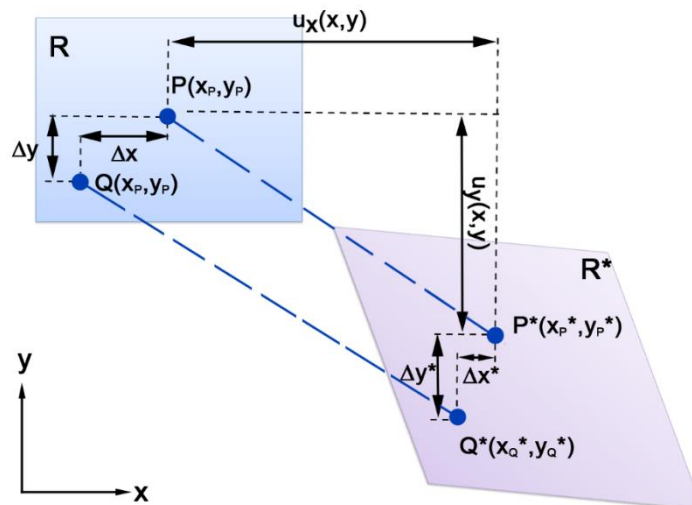
Algorytm oparty jest na śledzeniu wzoru wartości odcieni szarości w niewielkim sąsiedztwie (Rys. 7.7). Współrzędne przemieszczenia $u(x)$ oraz pochodne przemieszczenia szacowane są poprzez dopasowanie tekstury obrazu tj. rozkład pikseli o danym poziomie szarości odpowiednio określanych jako $f(x)$ oraz $g(x)$. Kolejnym kluczowym aspektem podczas stosowania metody DIC jest zachowanie płynności pomiędzy obrazami:

$$g(x) = f(x + u(x)) \quad (7.1)$$



Rys. 7.7 Identyfikacja przemieszczenia na podstawie analizy pikseli w obrazie referencyjnym oraz po odkształceniu-a); rozmiar płaszczyzny oraz podzbioru obserwowanej powierzchni-b).

Na obrazie po odkształceniu w danym podzbiore algorytm poszukuje tego samego rozkładu poziomu szarości, który został zarejestrowany na obrazie referencyjnym. W metodzie DIC ważnymi składnikami jest funkcja kształtu oraz funkcja korelacji. Funkcja kształtu jest komponentem wiążącym współrzędne obserwowanego piksela na obrazie referencyjnym i tym zarejestrowanym po odkształceniu (Rys. 7.6). Rozpatrując przykład przedstawiony na Rys. 7.8 punkty P i Q podczas odkształcenia uległy przemieszczeniu odpowiednio do pozycji P^* oraz Q^* .



Rys. 7.8 Schemat przemieszczenia punktów w podzbiore na obrazie referencyjnym oraz po odkształceniu.

Jeżeli założono, że składowe przemieszczenia punktu $P(x, y)$ w kierunku x i y wynoszą odpowiednio u_x, u_y , składowe przemieszczenia punktu Q w kierunku x i y można zapisać:

$$u_{xQ} = u_x + \frac{\partial u_x}{\partial x} dx + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} dx^2 + \frac{\partial u_x}{\partial y} dy + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 u_x}{\partial y^2} dy^2 + \frac{\partial^2 u_x}{\partial x \partial y} dx dy \quad (7.2)$$

$$u_{yQ} = u_y + \frac{\partial u_y}{\partial x} dx + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 u_y}{\partial x^2} dx^2 + \frac{\partial u_y}{\partial y} dy + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 u_y}{\partial y^2} dy^2 + \frac{\partial^2 u_y}{\partial x \partial y} dx dy \quad (7.3)$$

Następnie składowe punktu Q^* można obliczyć za pomocą zależności:

$$x_Q^* = x + dx + u_{xQ} \quad (7.4)$$

$$y_Q^* = y + dy + u_{yQ} \quad (7.5)$$

Funkcja korelacji służy do obliczenia współczynnika podobieństwa między dwoma zestawami danych. Najczęściej stosowane funkcje korelacji można podzielić na dwie grupy [134]:

- funkcje korelacji krzyżowej (z ang. *Cross-Correlation CC*) - maksymalna wartość funkcji reprezentuje maksymalne podobieństwo

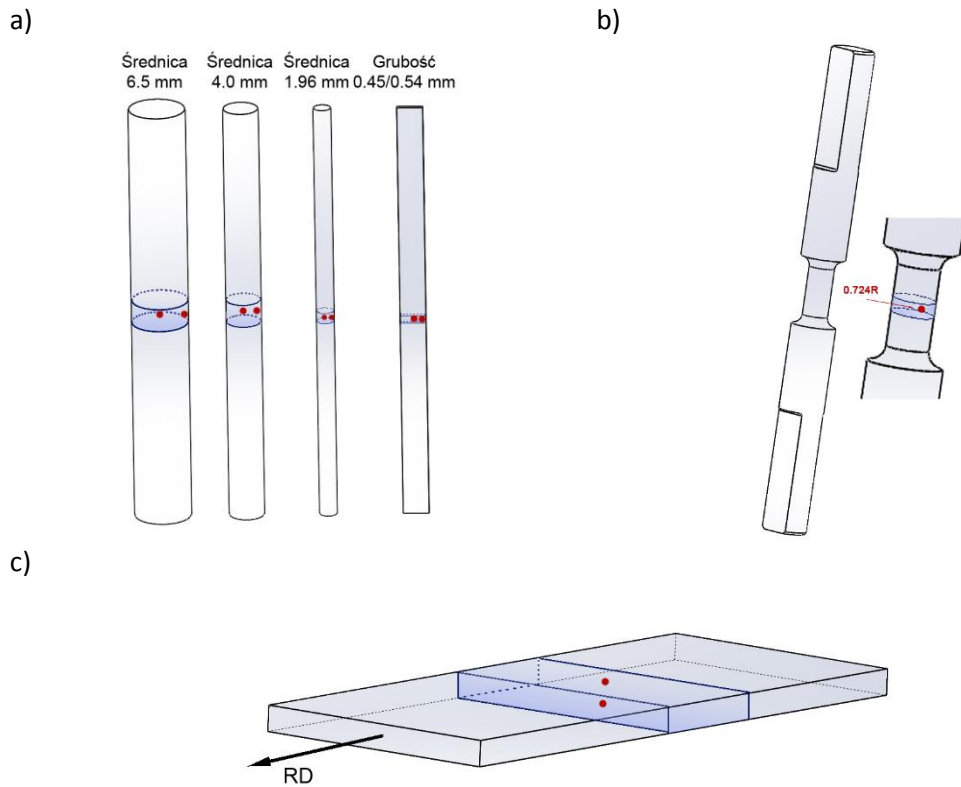
$$C_{CC} = \sum_{i,j=-M}^M (f(x_i, y_i) * g(x_i^*, y_i^*)) \quad (7.6)$$

- funkcje sumy kwadratów różnic (z ang. *Sum of Squared Differences SSD*) osiąga wartości 0-4, przy czym wartość 0 jest wynikiem optymalnym

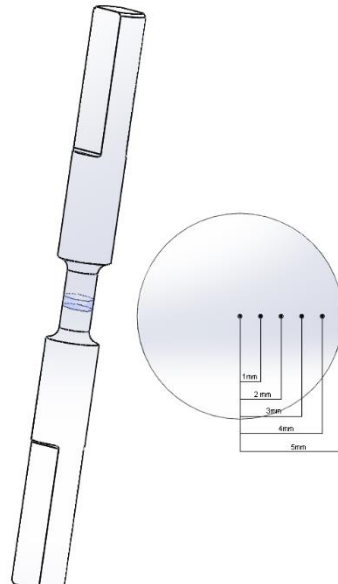
$$C_{SSD} = \sum_{i,j=-M}^M [f(x_i, y_i) - g(x_i^*, y_i^*)]^2 \quad (7.7)$$

7.2.3. Badania mikrostrukturalne materiałów

W celu oceny wpływu zastosowanej złożonej historii odkształcenia na mechanizmy umocnienia w analizowanych materiałach przeprowadzono badania mikrostrukturalne. Obserwacje mikrostruktur materiałów poddanych badaniom plastometrycznym były wykonywane przy pomocy różnych technik mikroskopii. Próbki do badań po każdym z etapów połączonego procesu kątownego wielostopniowego ciągnięcia KWC, ciągnięcia liniowego oraz spłaszczania drutu wykonane zostały na przekroju poprzecznym (Rys. 7.9a). Badania zmian mikrostruktury podczas cyklicznych badań plastometrycznych, podobnie jak w poprzednim przypadku wykonane zostały na przekroju poprzecznym (Rys. 7.9b). Ze względu na gradient wielkości odkształcenia na przekroju poprzecznym próbek po skręcaniu, obserwacje mikrostruktury dla wybranych schematów wykonane zostały w sześciu miejscach zgodnie z Rys. 7.10. W przypadku materiałów uzyskanych po procesie walcowania nawrotnego badania zostały wykonane w płaszczyźnie normalnej, równoległej do kierunku walcowania (Rys. 7.9c). Ze względu na charakterystykę procesu walcowania zgłady metalograficzne wykonane zostały w środkowej części próbki oraz tuż przy powierzchni.



Rys. 7.9 Miejsca wykonania badań mikrostrukturalnych z próbek po procesie KWC + ciągnięcie liniowe + spłaszczanie drutu -a); po próbach plastometrycznych -b); po procesie walcowania nawrotnego -c).

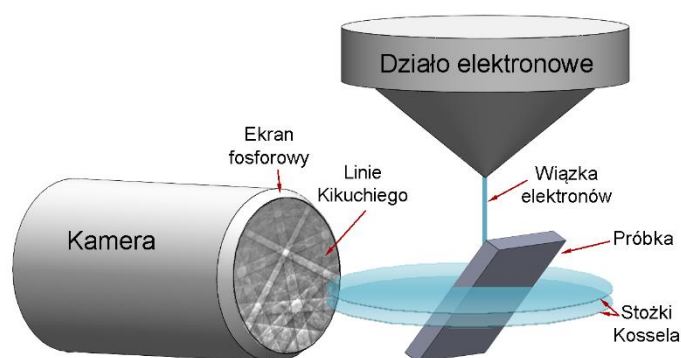


Rys. 7.10 Miejsca charakterystyczne, w których wykonane były pomiary mikrostruktur podczas próby skręcania.

Próbki do badań inkludowane były w bakielicie, a następnie szlifowane na papierach ściernych o różnej gradacji (360, 600, 800, 1000, 1200, 1400, 2000, 3000 i 4000). Kolejny etap obejmował polerowanie powierzchni, przy użyciu polerki automatycznej Stuers LaboPol5. W zależności od materiału podczas polerowania wykorzystano pasty diamentowe 6, 3 i 1 μm lub tlenek glinu (Al_2O_3). Pomiedzy kolejnymi etapami polerowania próbki były myte, płukane etanolem oraz

suszone. Trawienie stali o strukturze austenitycznej wykonano przy pomocy specjalnego odczynnika, w skład którego wchodzi FeCl₃, HCl oraz metanol, natomiast strukturę ferrytyczną trawiono 3% nitaliem (roztwór kwasu azotowego w etanolu).

Prócz mikroskopii optycznej do analizy mikrostrukturalnej badanych próbek wykorzystano skaningowy transmisyjny mikroskop elektronowy FEI Nova NanoSEM450 będący na wyposażeniu Wydziału Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH. Podczas badań wykorzystano przystawkę EBSD (z ang. *Electron Backscatter Diffraction Analysis*). Metoda dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych (EBSD) pozwala na określenie orientacji krystalograficznych poszczególnych ziaren, kąta dezorientacji pomiędzy nimi, rodzaju występujących granic ziaren, a także tekstury badanego obszaru. Wykorzystanie techniki EBSD miało na celu zbadanie wpływu zastosowanych schematów odkształcenia na zmiany zachodzące w mikrostrukturze. W tej metodzie próbka umieszczana jest w komorze mikroskopu skaningowego (SEM) w taki sposób, aby padająca wiązka elektronów uderzała w powierzchnię próbki nachyloną pod kątem 70°. Odbijające się od warstw przypowierzchniowych badanego materiału elektrony ulegają rozproszeniu tworząc obraz linii dyfrakcyjnych na płaszczyźnie luminoforu. Głębokość, z której następuje rejestracja ugięcia elektronów na płaszczyznach krystalicznych, uzależniona jest od energii elektronów oraz średniej liczby atomowej próbki. Elektrony, które uległy elastycznemu ugięciu na płaszczyźnie krystalicznej zgodnie z prawem Bragga tworzą dwa stożki rozpraszania nazwane stożkami Kossela. Efektem przecięcia stożków Kossela z płaszczyzną luminoforu jest obraz linii dyfrakcyjnych zwanych liniami Kikuchiego. Położenie tych linii jest charakterystyczne dla danej orientacji krystalicznej (Rys. 7.11)



Rys. 7.11 Schematyczne przedstawienie zasady działania oraz głównych składników systemu EBSD.

W prezentowanych badaniach większość próbek poddanych badaniom mikrostrukturalnym poddana została bardzo silnemu odkształceniu plastycznemu. Pozostałe w materiale odkształcenie resztkowe może wpływać na stopień indeksowania. Poza wielkością odkształcenia resztkowego oraz sposobu przygotowania zładu na wysokość stopnia indeksowania wpływ ma również odpowiednie ustawienie parametrów EBSD. W celu wyeliminowania niezindeksowanych obszarów oraz punktów zindeksowanych w niewłaściwy sposób w procedurze postprocesowej wykonano redukcję szumów.

7.3. Badania z zastosowaniem procesów przeróbki plastycznej wykorzystujące zmianę drogi odkształcenia

7.3.1. Badania plastometryczne

Zachowanie się materiałów podczas odkształcenia plastycznego najczęściej odzwierciedlane jest w postaci krzywych umocnienia. Znajomość zależności naprężenia w funkcji odkształcenia ma praktyczne znaczenie. Pozwala na dobór odpowiednich parametrów procesu odkształcenia, a w konsekwencji na ustalenie końcowych własności wyrobu. Dodatkowo, krzywe umocnienia są niezbędnym elementem podczas modelowania komputerowego procesów przeróbki plastycznej. Do wyznaczenia zależności naprężenie- odkształcenie najczęściej stosowane są trzy podstawowe próby plastometryczne: próba ściskania, rozciągania oraz skręcania. Charakter krzywej umocnienia uzależniony jest od rodzaju materiału oraz warunków odkształcenia, w tym przede wszystkim temperatury i prędkości odkształcania. Istotną rolę odgrywa również energia błędu ułożenia (EBU) danego materiału. W niższych temperaturach dominującym procesem są procesy umocnienia materiału, natomiast w wyższych temperaturach (w materiałach o wysokiej EBU) usuwanie skutków umocnienia odbywa się głównie poprzez mechanizm zdrowienia dynamicznego. W materiałach o niskiej EBU, w wyniku wzrostu gęstości dyslokacji osiąga się takie zmagazynowanie energii, które umożliwia zapoczątkowanie procesu rekryształizacji dynamicznej. Taki proces prowadzi do spadku wartości naprężenia. Umocnienie oraz osłabienie materiału może być reprezentowane poprzez zmianę charakteru krzywej płynięcia materiału.

Prezentowany opis materiału nie uwzględnia jednak w pełni historii odkształcenia, a co za tym idzie również zmian mikrostrukturalnych jakie zachodzą w materiale podczas bardziej złożonych procesów przeróbki plastycznej. Właściwe sterowanie parametrami w danym procesie wymaga posiadania informacji o wpływie różnych czynników na mechanizm odkształcenia plastycznego, strukturę materiału oraz zjawiska zachodzących podczas odkształcenia. Z tego powodu coraz częściej wykorzystywane są bardziej złożone badania plastometryczne, w których dodatkowym czynnikiem jest zmiana drogi odkształcenia. W niniejszej rozprawie wykorzystane zostały trzy rodzaje prób uwzględniających zmianę kierunku działania odkształcenia: cykliczna próba skręcania, cykliczna próba rozciągania /ściskania oraz cykliczna próba trójpunktowego zginania, których wyniki zostaną przedstawione w **Rozdziale 7.3.1.2**.

7.3.1.1. Badania plastometryczne materiału wsadowego.

W celu określenia wpływu zastosowanych parametrów przeróbki plastycznej na własności badanych materiałów oraz uzyskaniu niezbędnych informacji do procesu modelowania numerycznego, niezbędne było określenie własności mechanicznych materiałów wsadowych. Zostały wyznaczone w oparciu o próbę jednoosiowego rozciągania w temperaturze pokojowej. Statyczne próby rozciągania zostały wykonane na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 4502 oraz Zwick Z-250 będących częścią wyposażenia na Wydziale Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH (wyniki zostały przedstawione w **Rozdziale 8**).

Dodatkowo dla wybranych materiałów została wykonana próba monotonicznego skręcania z prędkością odkształcenia 0.1 s^{-1} w temperaturze pokojowej do wielkości odkształcenia $\varepsilon = 1$ (Rys. 7.12). Monotoniczna próba skręcania została wykonana na symulatorze termomechanicznym Arbitrary Strain Path Testing Machine (ASP) znajdującym się w University of Sheffield w Wielkiej Brytanii. Dane z symulatora termomechanicznego w postaci momentu

skręcającego oraz kąta skręcania zostały przeliczone na wielkość naprężenia i odkształcenia za pomocą prostych zależności przedstawionych za pomocą równań (7.8) – (7.12).

Odształcenie ścinające oraz prędkość odkształcenia ścinania określana jest na podstawie geometrii przekroju dla danej wielkości kąta obrotu:

$$\gamma = \tan\alpha = \frac{r \sin\theta}{l} = \frac{r\theta}{l} \quad (7.8)$$

$$\dot{\gamma} = \frac{r\dot{\theta}}{l} \quad (7.9)$$

gdzie:

θ – kąt obrotu

r – promień próbki

$\dot{\theta}$ – prędkość kąta obrotu

Na podstawie odkształcenia ścinającego oraz prędkości odkształcenia ścinającego wyznaczana jest wielkość odkształcenia zastępczego oraz prędkości odkształcenia zastępczego za pomocą zależności:

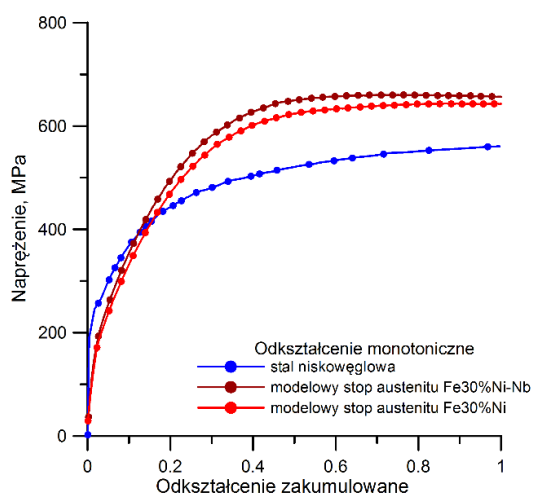
$$\varepsilon_z = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (7.10)$$

$$\dot{\varepsilon}_z = \frac{\dot{\gamma}}{\sqrt{3}} \quad (7.11)$$

Wielkość naprężenia zastępczego została wyznaczona z zależności:

$$\sigma_z = \frac{3\sqrt{3}\Gamma}{2\pi r^3} \quad (7.12)$$

gdzie Γ oznacza moment skręcający.



Rys. 7.12 Krzywa płynięcia otrzymana z monotonicznej próby skręcania do odkształcenia $\varepsilon = 1$ dla stali niskowęglowej, modelowego stopu austenitu Fe30%Ni-Nb oraz Fe30%Ni.

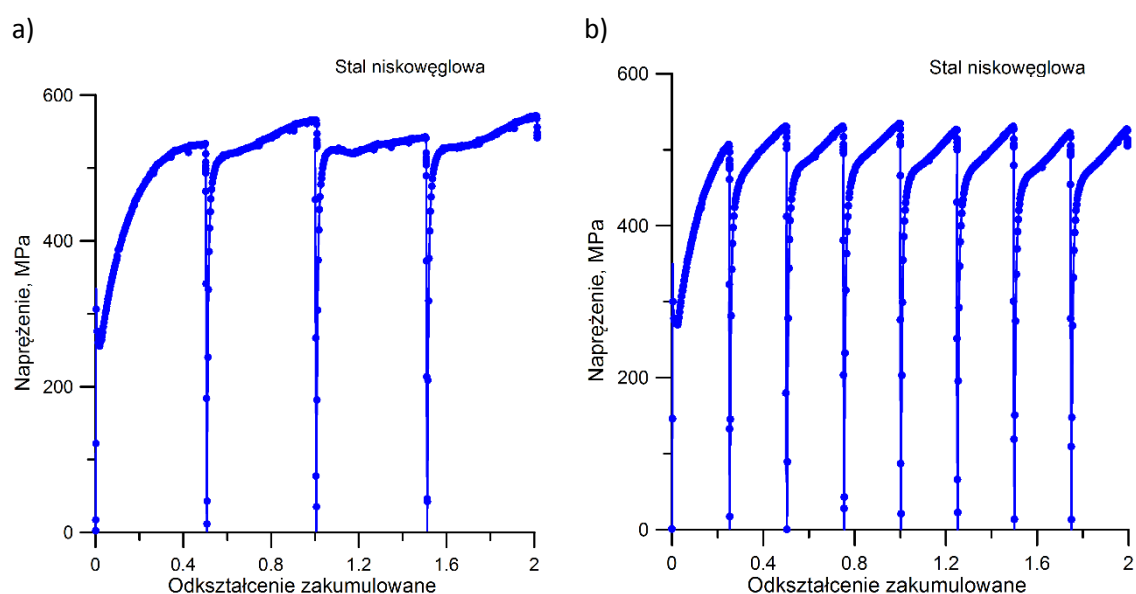
7.3.1.2. Badania plastometryczne z uwzględnieniem złożonej historii odkształcenia

Próba cyklicznego skręcania próbki

W przypadku materiału referencyjnego (stal niskowęglowa) próba cyklicznego skręcania została wykonana z zastosowaniem dwóch schematów odkształcenia:

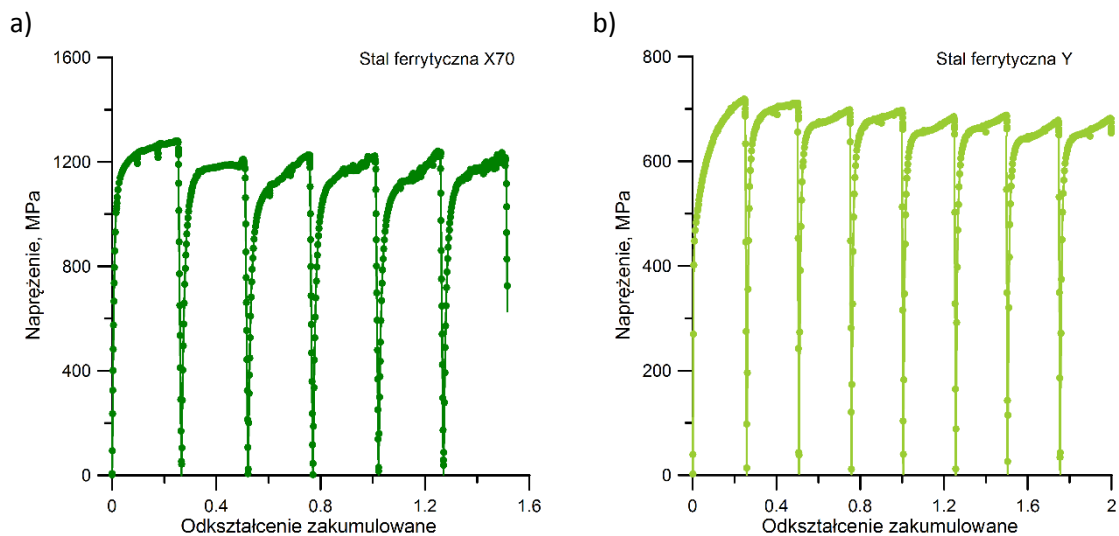
- z wielkością odkształcenia zastępczego 0.5 w każdym cyklu- 4 cykle do odkształcenia zakumulowanego równego 2,
- z wielkością odkształcenia zastępczego 0.25 w każdym cyklu- 8 cykli do odkształcenia zakumulowanego równego 2.

Każda z prób wykonywana była z prędkością odkształcenia równą 0.1 s^{-1} w temperaturze pokojowej. Krzywe płynięcia zostały przedstawione na Rys. 7.13.



Rys. 7.13 Krzywe płynięcia dla stali niskowęglowej podczas cyklicznej próby skręcania z odkształceniem $\varepsilon = 0,5$ -a) oraz $\varepsilon = 0,25$ -b).

Stale ferrytyczne X70 oraz Y, podobnie jak stal niskowęglowa zostały poddane odkształceniu w temperaturze pokojowej ze stałą prędkością odkształcenia równą 0.1 s^{-1} . Wielkość odkształcenia w każdym cyklu wynosiła 0.25, liczba zastosowanych cykli w przypadku stali Y wynosiła 8, natomiast dla stali X70 liczba cykli była równa 6. Na Rys. 7.14 przedstawione zostały krzywe płynięcia uzyskane dla obu stali mikrostopowych o strukturze ferrytycznej.



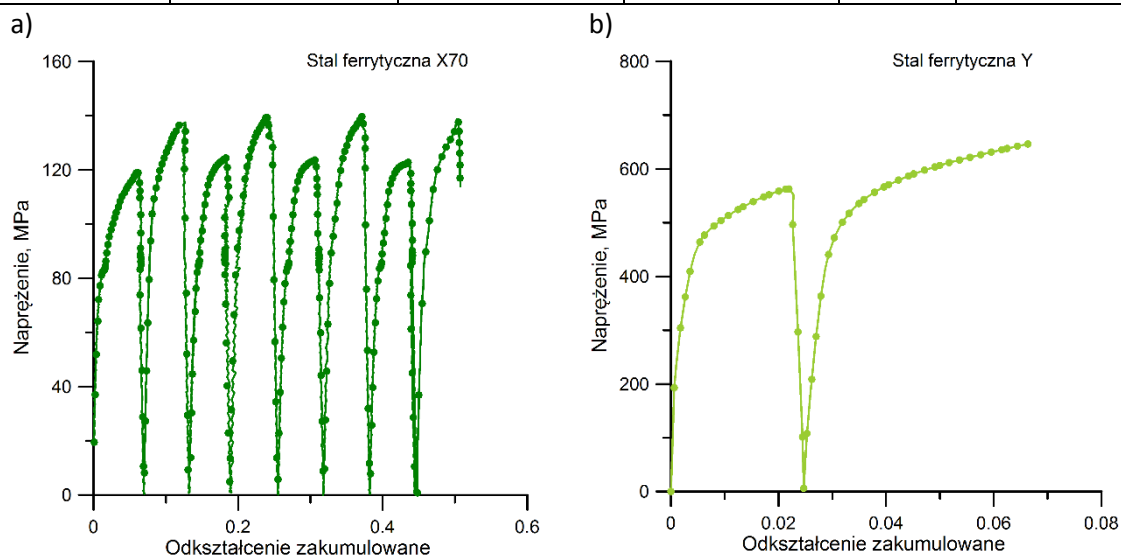
Rys. 7.14 Krzywe płynięcia zarejestrowane podczas cyklicznej próby skręcania z odkształceniem $\varepsilon = 0,25$ w każdym cyklu dla stali X70-a) oraz dla stali Y-b).

Próba cyklicznego rozciągania/ ściskania próbki.

Próba cyklicznego ściskania próbki została wykonana dla stali mikrostopowych o strukturze ferrytycznej (X70 oraz Y) z uwzględnieniem dwóch schematów odkształcenia przedstawionych w Tablica 7.3. Zastosowanie podwyższonej temperatury (800°C) miało na celu wywołanie zwiększonej ruchliwości dyslokacji, a w konsekwencji zmniejszenie efektu umocnienia materiału.

Tablica 7.3 Parametry próby cyklicznego rozciągania/ ściskania.

Materiał	Temperatura, °C	Odształcenie w jednym cyklu	Odształcenie całkowite	Liczba cykli	Prędkość odkształcenia, s ⁻¹
X70	800	0,06	0,5	8	0,05
Y	20	0,25	0,5	2	0,1



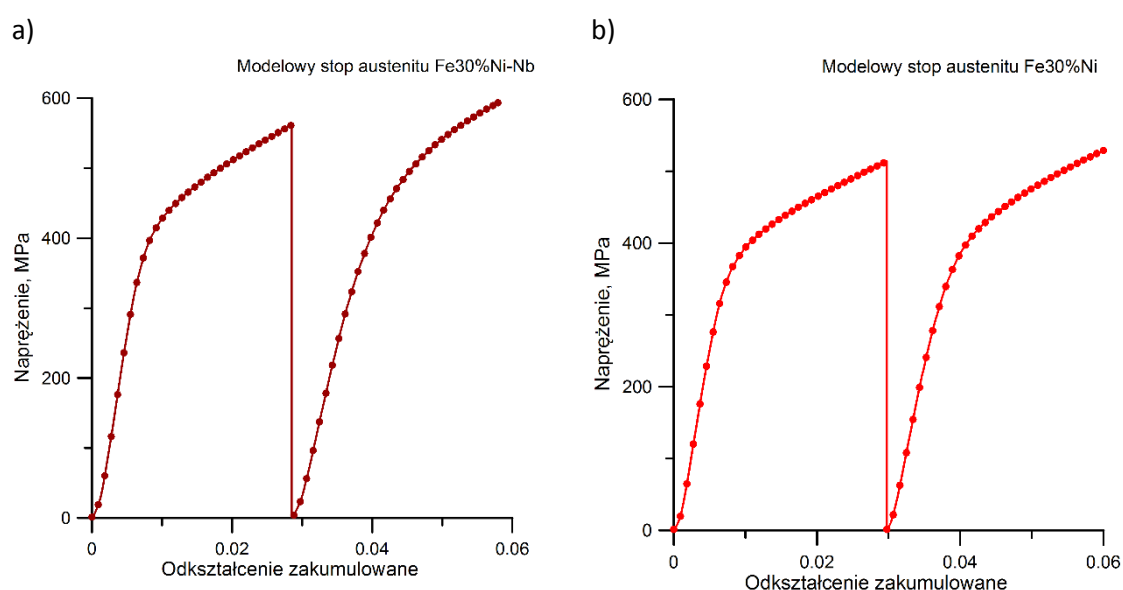
Rys. 7.15 Krzywe płynięcia zarejestrowane podczas cyklicznej próby rozciągania/ ściskania dla stali X70 z odkształceniem $\varepsilon = 0,07$ w każdym cyklu w temperaturze 800°C -a) oraz dla stali Y z odkształceniem $\varepsilon = 0,25$ w każdym cyklu w temperaturze pokojowej -b).

Cykliczna próba trójpunktowego zginania.

Próbkę cyklicznego trójpunktowego zginania wykonano dla dwóch materiałów: stopu modelowego austenitu z (Fe30%Ni-Nb) i bez mikrodotadku niobu (Fe30%Ni). Parametry odkształcenia w każdym przypadku były takie same. Zestawienie zastosowanych parametrów zostało przedstawione w Tablica 7.4, natomiast krzywe płynięcia materiału na Rys. 7.16.

Tablica 7.4 Parametry cyklicznego trójpunktowego zginania

Parametry	Wartości
Prędkość ruchu trawersy	1 mm/min
Temperatura odkształcenia	20 °C
Ugięcie w każdym cyklu	0,8 mm
Liczba cykli	2



Rys. 7.16 Krzywe umocnienia uzyskane z cyklicznej próby trójpunktowego zginania dla stopu modelowego austenitu Fe30%Ni-Nb-a) oraz Fe30%Ni-b).

Podczas cyklicznych prób plastometrycznych zaobserwowano, że największa zmiana granicy plastyczności pomiędzy poszczególnymi cyklami występuje podczas próby cyklicznego rozciągania/ściskania zarówno w temperaturze 800°C, jak i pokojowej. Różnice te mogą wynikać ze zmiany stanu naprężenia (z naprężeń rozciągających na ściskające). Dodatkowo, porównując modelowe stopy austenitu Fe30%Ni-Nb z Fe30%Ni (Rys. 7.16) warto zauważyć, że w pierwszym przypadku różnica wartości granicy plastyczności pomiędzy cyklami była wyższa niż w przypadku stopu bez mikrodotadku Nb. Takie zachowanie materiału jest wynikiem działania dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego, w którym wydzielenia mikrodotadku stopowego w postaci Nb stanowią dodatkowe źródło blokowania swobodnego ruchu dyslokacji.

Otrzymane wyniki badań doświadczalnych, zarówno z badań prowadzonych w warunkach odkształceń monotonicznych, jak i cyklicznych wykorzystane zostały do analizy zjawisk zachodzących podczas zmiany drogi odkształcenia opisanych w części literaturowej niniejszej pracy. Dodatkowo stanowiły one bazę do stworzenia modeli numerycznych w dalszej części pracy.

Szczegółowa analiza krzywych płynięcia otrzymanych z prób plastometrycznych wykorzystujących złożoną drogę odkształcenia daje możliwość określenia parametrów efektu Bauschingera

opisanych w **Rozdziale 4** niniejszej rozprawy. Zazwyczaj podstawowe parametry efektu Bauschingera wyznaczone są na podstawie cyklicznej próby rozciągania/ściskania z zastosowaniem różnych wielkości zadanego odkształcenia wstępnego. Na potrzeby niniejszych obliczeń wykorzystane zostały cykliczne próby skręcania, ze stałą wielkością odkształcenia w każdym cyklu. W celach porównawczych wybrano trzy próbki: dwie ze stali niskowęglowej (z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25 oraz 0.5 oraz jedną ze stali ferrytycznej, w której występuje dodatkowy mechanizm umocnienia wydzieleniowego. Wyniki obliczeń zostały zaprezentowane na Rys. 7.17. Parametr odkształcenia efektu Bauschingera opisywany równanie (7.13) maleje wraz z zastosowaniem większego odkształcenia wstępnego. W przypadku próbki ze stali niskowęglowej o wielkości odkształcenia w cyklu równej 0.5 jest mniejsza o około 25% w stosunku do próbki z tego samego materiału o wielkości odkształcenia w cyklu 0.25.

$$\beta_{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_r}{\varepsilon_p} \quad (7.13)$$

gdzie:

ε_r – odkształcenie pierwotne (wstępne)

ε_p – odkształcenie powrotne odpowiadające punktowi naprężenia powrotnego równy maksymalnej wartości naprężenia wstępnego σ_p

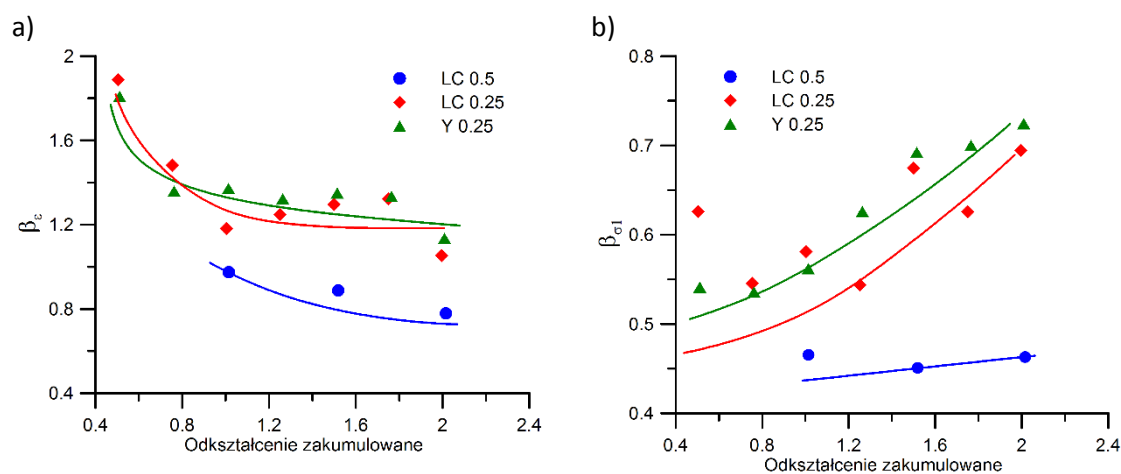
$$\beta_{\sigma 1} = \frac{\sigma_p - \sigma_r}{\sigma_p} \quad (7.14)$$

gdzie:

σ_r – maksymalne naprężenie pierwotne (wstępne)

σ_p – naprężenie uplastyczniające w kierunku powrotnym

Parametr naprężenia efektu Bauschingera (równanie (7.14)) wzrasta wraz z wielkością odkształcenia. Zawartość wydzieli występująca w stali mikrostopowej powoduje zwiększenie efektu zaniku umocnienia bliskiego zasięgu podczas procesu odkształcania, stanowiąc dodatkową przeszkodę dla ruchu dyslokacji mobilnych czego skutkiem jest wzrost szybkości umocnienia materiału po zmianie kierunku obciążenia.

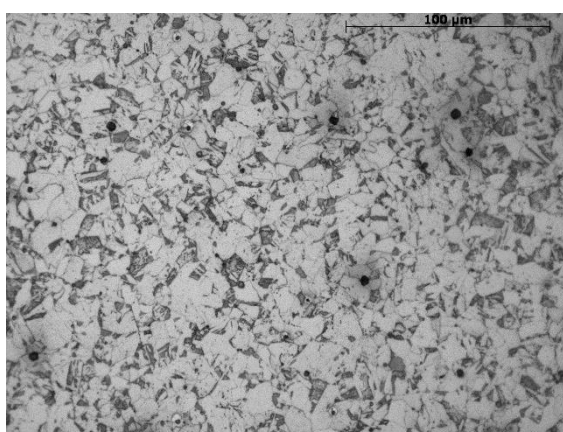


Rys. 7.17 Zmiana parametru naprężenia -a) oraz odkształcenia -b) efektu Bauschingera podczas prób cyklicznego skręcania dla stali niskowęglowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu 0.5 (LC 0.5) i 0.25 (LC0.25) oraz stali mikrostopowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu 0.25 (Y0.25).

Podsumowując można stwierdzić, że główną przyczyną występowania efektu Bauschingera jest tworzenie się dyslokacji mobilnych, które wykazują kierunkowość ruchu, uzyskaną poprzez odkształcenie wstępne. Zwiększenie efektu Bauschingera związane jest ze wzrostem gęstości dyslokacji mobilnych.

7.3.2. Proces walcowania nawrotnego

Proces walcowania nawrotnego jest jednym z procesów przemysłowych wykorzystujących efekty związane z zastosowanej zmiany drogi odkształcenia. Na potrzeby niniejszej pracy zostały przeprowadzone badania na walcierce kwarto znajdującej się na wyposażeniu Wydziału Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH. Odkształceniu poddana została stal mikrostopowa o strukturze ferrytycznej (stal Y). Mikrostruktura materiału wsadowego została przedstawiona na Rys. 7.18.



Rys. 7.18 Mikrostruktura materiału wsadowego stali ferrytycznej (stal Y) [135].

Proces walcowania nawrotnego prowadzony był z wielkością odkształcenia zastępczego dla każdego przepustu równą 0.1. Dla celów porównawczych przeprowadzono również proces walcowania jednokierunkowego z taką samą wielkością odkształcenia zastępczego w cyklu. Podczas obu procesów zastosowano takie same parametry (Tablica 7.5) - jedyna różnica polegała na zmianie kierunku odkształcania.

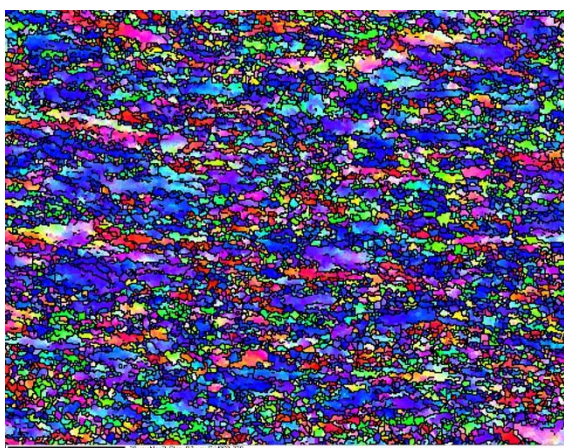
Tablica 7.5 Parametry procesu walcowania

Sposób walcowania	Numer cyklu	Wysokość pasma, mm	Odkształcenie w cyklu	Max. siła, kN	Temperatura
Wsad		5			
Nawrotne	1	4,5	0.1	89.56	pokojowa
	2	4	0.1	62.39	
Jednokierunkowe	1	4,5	0.1	88.97	pokojowa
	2	4	0.1	70.42	

7.3.3. Złożony proces wytwarzania (kątowe wielostopniowe ciągnięcie (KWC) + ciągnięcie liniowe + spłaszczanie drutu)

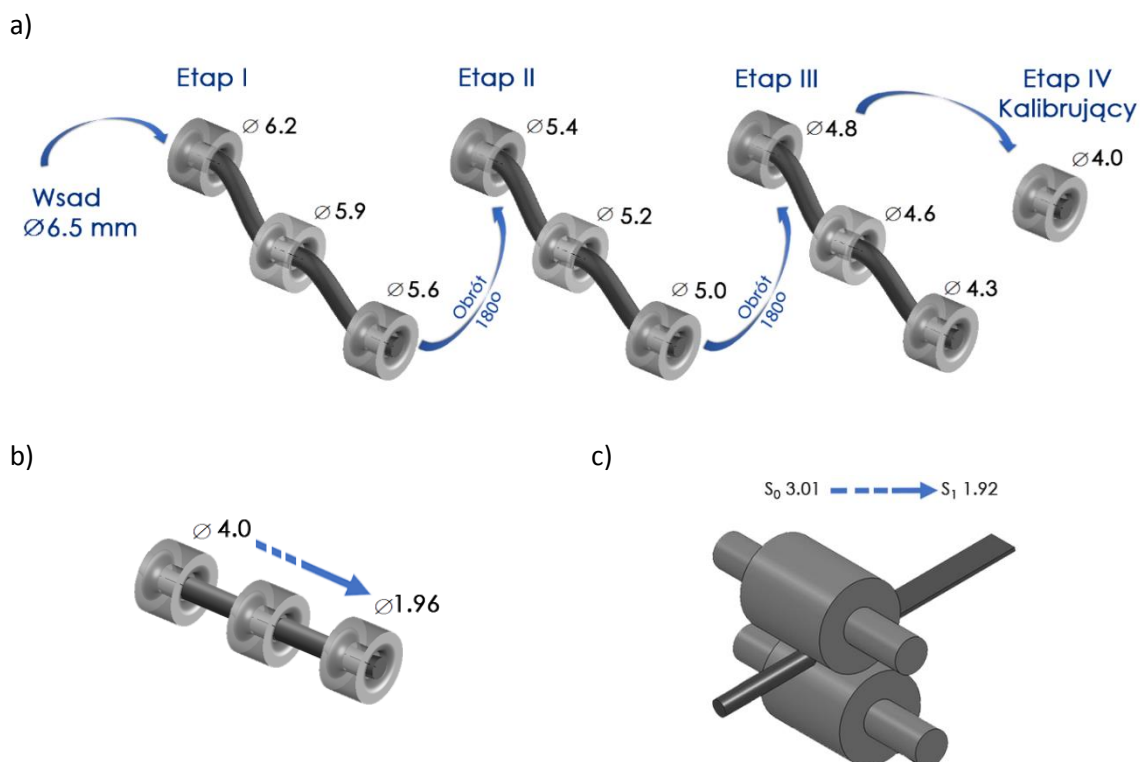
Proces Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia KWC został opisany w **Rozdziale 1.2** części literaturowej niniejszej pracy. Został on wykorzystany do badań dwóch rodzajów materiału stali mikrostopowej ferrytycznej (Y) oraz modelowego stopu austenitu (Fe30%Ni-Nb). Mikrostruktura

materiału wsadowego została przedstawiona na Rys. 7.18 oraz Rys. 7.19. Wsadem do tego procesu była walcówka w stanie po walcowaniu na gorąco o średnicy $d_0=6,5$ mm.



Rys. 7.19 Mikrostruktura materiału wsadowego modelowego stopu austenitu (Fe30%Ni-Nb) [136].

Przebieg procesu ciągnięcia dla obu materiałów przebiegał w ten sam sposób i był podzielony na cztery podstawowe etapy. Etap I, II oraz III obejmował przejście drutu przez zespół trzech ciągnadeł łukowych. Kąt pomiędzy poszczególnymi ciągnadłami wynosił 12° . Pomiędzy każdym z trzech etapów ciągnięcia drut był obracany o kąt 180° . Ostatni IV etap procesu polega na przejściu drutu przez jedno ciągnadło kalibrujące o średnicy $d_k=4,0$ mm. Schemat procesu ciągnięcia KWC przedstawia Rys. 7.20 natomiast sekwencje zastosowanych odkształceń przedstawia Tablica 7.6.

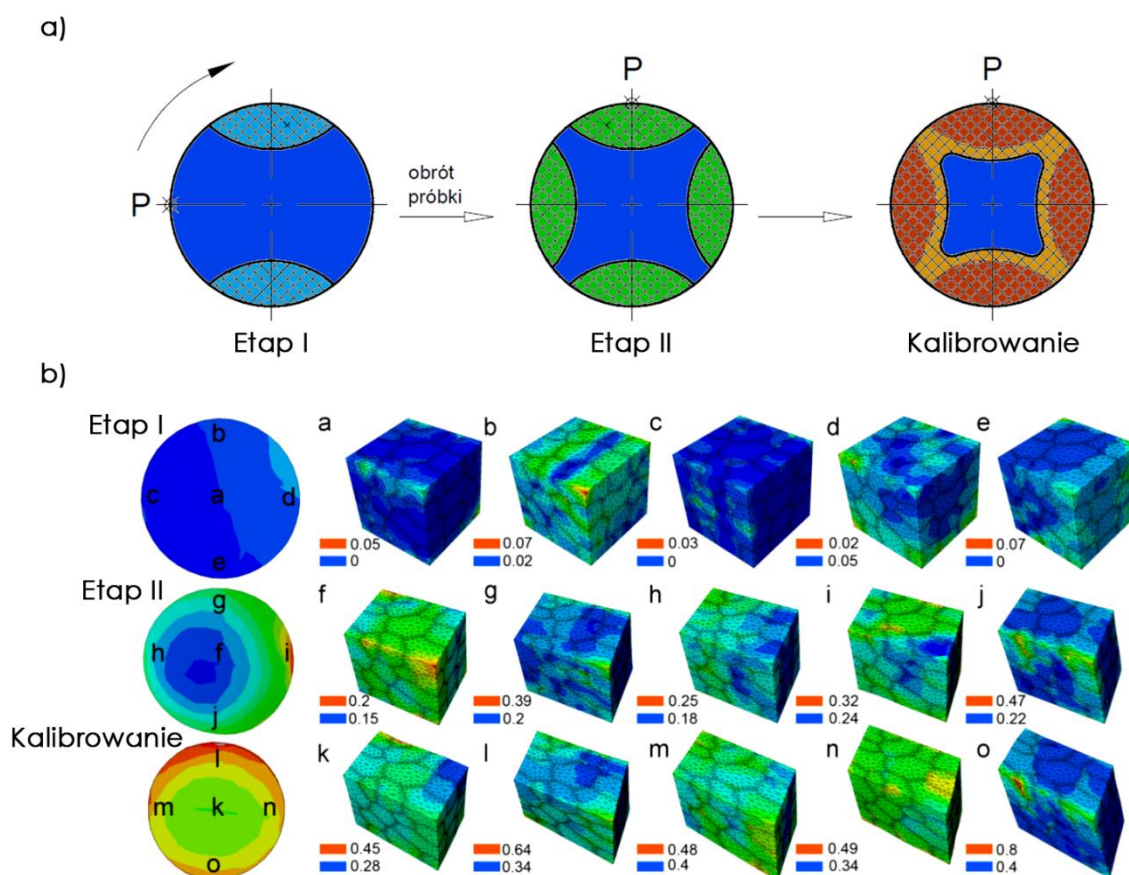


Rys. 7.20 Schemat procesu kąтового wielostopniowego ciągnięcia -a); ciągnięcia liniowego -b); spłaszczania drutu -c).

Tablica 7.6 Sekwencje odkształceń zastosowanych w procesie KWC

	Średnica drutu, mm	Odształcenie ϵ_H	Odształcenie całkowite
Wsad	6,5		
	6,2	0,09	
I Etap	5,9	0,1	0,29
	5,6	0,1	
	5,4	0,07	
II Etap	5,2	0,08	0,23
	5,0	0,08	
	4,8	0,08	
III Etap	4,6	0,09	0,3
	4,3	0,13	
	4,0	0,14	
IV Etap	4,0	0,14	0,14
Sumaryczne odkształcenie procesu KWC			0,96

Zastosowany schemat odkształcenia przy pomocy metody KWC wymusza niejednorodność odkształcenia na przekroju poprzecznym drutu. Prowadzone badania wskazują, że drut po etapach I-III posiada kształt eliptyczny, stąd w celu uzyskania końcowego okrągłego przekroju oraz wzrostu jednorodności odkształcenia zastosowany został ostatni etap kalibrujący. Ciągadło w ostatnim etapie ustawione było współosiowo z kierunkiem działania siły ciągnięcia. Symulacje numeryczne (Rys. 7.21) przeprowadzone dla schematu III-etapowego z zachowaniem takiego samego odkształcenia całkowitego jak prezentowane w Tablica 7.6 pokazują rozkład intensywności odkształcenia na przekroju poprzecznym drutu [28].



Rys. 7.21 Przewidywany rozkład okształceń- a) [137] oraz rozkład intensywności okształcenia plastycznego na przekroju poprzecznym drutu na każdym etapie procesu okształcenia uzyskany z symulacji numerycznej- b) [28].

Wyniki modelowania wykonane za pomocą metody elementów skończonych zaprezentowane na Rys. 7.21b pokazują silny wpływ zmiany drogi okształcenia na niejednorodność okształcenia oraz w konsekwencji na znaczną niejednorodność mikrostruktury ciągniętych drutów. Niejednorodność okształcenia plastycznego w procesie KWC wynika z silnej akumulacji okształcenia oraz złożonej historii obciążenia w każdym z kolejno następujących po sobie etapów, co powoduje dużą lokalizację okształcenia na powierzchni przekroju poprzecznego próbki. W celu uzyskania bardziej szczegółowych informacji podczas modelowania komputerowego zastosowano metodę cyfrowej reprezentacji mikrostruktury (z ang. *Digital Material Representation – DMR*). Komórki elementarne zastosowane do symulacji pokazują różne poziomej niejednorodności okształcenia, ich lokalizację oraz zmianę kształtu wynikającą ze specyfiki prowadzonego procesu KWC. Dodatkowo, w przypadku komórek elementarnych znajdujących się blisko powierzchni drutu (oznaczonych l i o) można zaobserwować większe rozdrobnienie ziarna jako wynik akumulacji okształcenia.

Warto podkreślić, że pełna kontrola związków pomiędzy parametrami procesowymi, materiałowymi oraz wynikającą z nich niejednorodnością okształcenia i zmianami mikrostrukturalnymi jest niezbędna dla zagwarantowania skuteczności działania metody KWC w zastosowaniach praktycznych.

Po procesie kątownego wielostopniowego ciągnięcia materiał został poddany dalszemu okształceniu w procesie ciągnięcia liniowego, aż do uzyskania końcowej średnicy drutu $d_k = 1,96$

mm. Zastosowana sekwencja ciągadeł wraz z wielkością odkształcenia została przedstawiona w Tablica 7.7.

Tablica 7.7 Sekwencje odkształceń zastosowanych w procesie ciągnięcia liniowego.

Średnica drutu, mm	Odształcenie ε_H	Odształcenie całkowite
3,6	0,21	1,43
3,2	0,24	
2,8	0,27	
2,5	0,23	
2,18	0,27	
1,96	0,21	

Całkowite odkształcenie materiału po procesie KWC i ciągnięcia liniowego wynosi $\varepsilon_H=2,39$.

W celu osiągnięcia bardzo dużej akumulacji odkształcenia druty po procesie ciągnięcia zostały poddane spłaszczaniu. Początkowa powierzchnia przekroju wynosiła 3,01 mm². Proces spłaszczania drutu został przeprowadzony z zastosowaniem sekwencji trzech gniotów przedstawionych w Tablica 7.8.

Tablica 7.8 Sekwencja gniotów zastosowanych w procesie spłaszczania drutu

Pole powierzchni, mm ²	Odształcenie ε_H	Odształcenie całkowite
3,01		0,42
2,69	0,11	
2,42	0,10	
1,92	0,21	

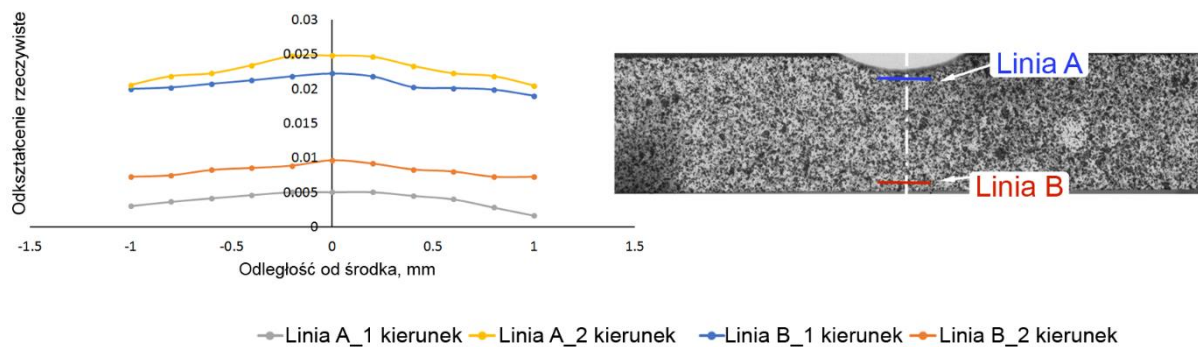
Wartość odkształcenia całkowitego po procesie KWC, ciągnięcia liniowego oraz spłaszczania drutów dla obu zastosowanych materiałów wynosiła 2,81. Wyniki badań własności mechanicznych oraz analiza mikrostrukturalna przedstawione zostały w **Rozdziale 8.3** niniejszej rozprawy.

8. Wyniki badań doświadczalnych

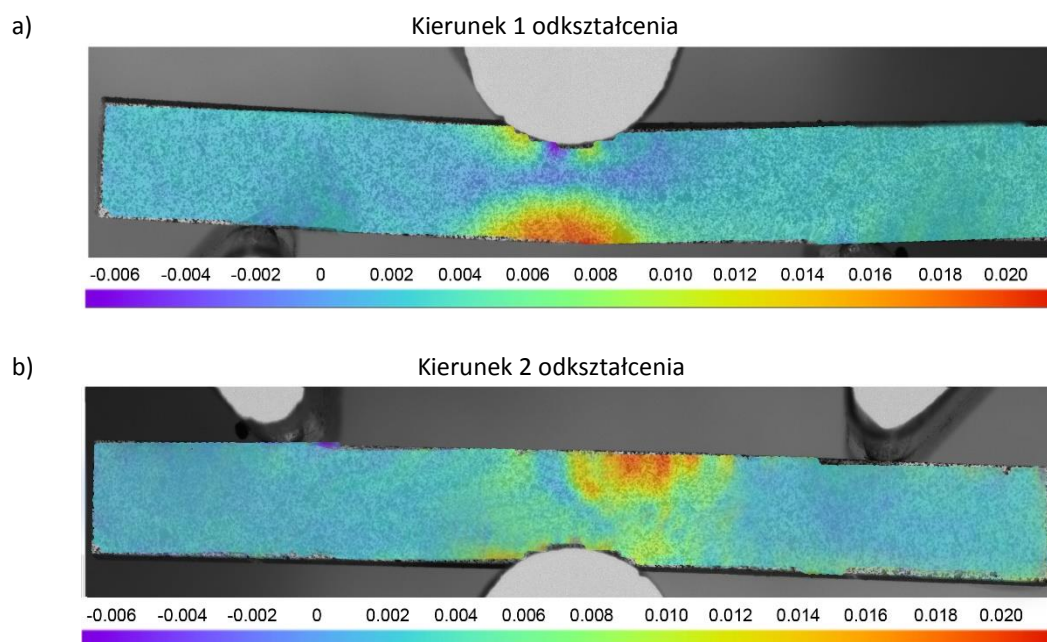
8.1. Własności i struktura materiałów po cyklicznych próbach plastometrycznych

8.1.1. Badania własności mechanicznych materiałów otrzymanych w próbach plastometrycznych

Wyniki uzyskane z analizy DIC przedstawione zostaną na przykładzie cyklicznego trójpunktowego zginania próbki z modelowego stopu austenitu Fe30%Ni-Nb. W odkształcanych próbkach można zaobserwować akumulację odkształcenia wynikającą z poprzedniego cyklu. Rys. 8.1 - Rys. 8.2 pokazuje różnicę rozkładu odkształceń rzeczywistych podczas obu cykli odkształcenia materiału. Maksymalne wartości odkształceń rzeczywistych pierwszego i drugiego cyklu oznaczone zostały odpowiednio za pomocą niebieskiej i żółtej linii. Akumulacja odkształcenia była widoczna w centralnej części próbki. W przypadku drugiego cyklu miała ona wyższą wartość niż w pierwszym cyklu odkształcenia.

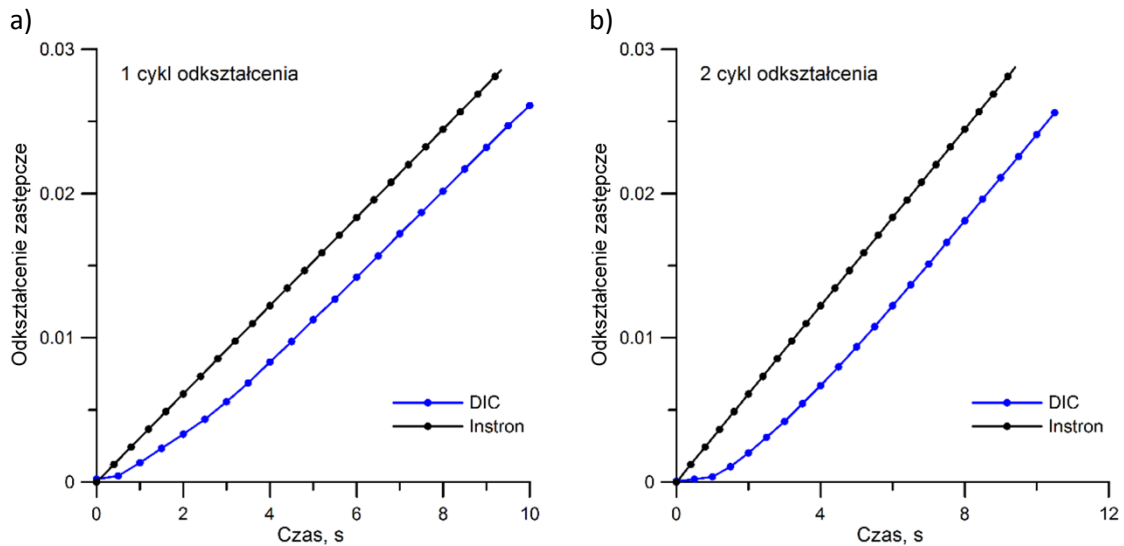


Rys. 8.1 Rozkład odkształcenia wzdłuż linii A i B dla modelowego stopu austenitu Fe30%Ni- Nb uzyskane podczas analizy DIC Q400.



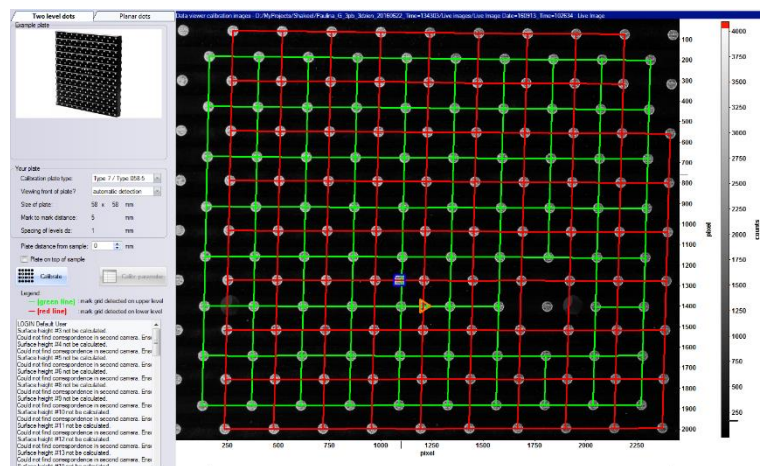
Rys. 8.2 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia rzeczywistego uzyskany podczas analizy DIC Q400 dla kierunki pierwotnego -a) oraz kierunku powrotnego -b) [138]

W przypadku cyklicznego trójpunktowego zginania próbki zastosowano stałą prędkość ruchu narzędzia, natomiast prędkość odkształcenia w trakcie procesu ulegała zmianie. Dzięki dodatkowej rejestracji przy pomocy systemu DIC możliwe było wyznaczenie zmiany wielkości odkształcenia w czasie. Porównanie zmian wielkości odkształcenia w funkcji czasu zarejestrowanych przez maszynę wytrzymałościową INSTRON z wynikami uzyskanymi na podstawie cyfrowej korelacji obrazu zostało przedstawione na Rys. 8.3.



Rys. 8.3 Porównanie zmian wielkości odkształcenia w czasie podczas cyklicznego trójpunktowego zginania Fe30%Ni-Nb zarejestrowana przez maszynę wytrzymałościową oraz system DIC dla 1 cyklu odkształcenia-a), oraz dla 2 cyklu odkształcenia-b).

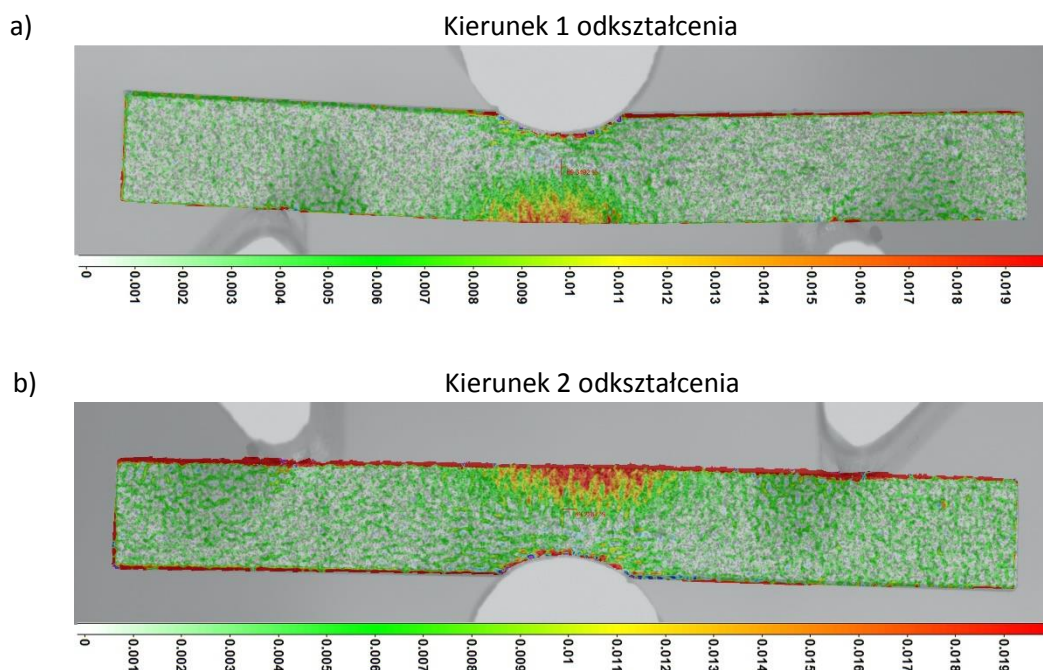
W celu dodatkowej weryfikacji wykonana została analiza rozkładu odkształcenia podczas procesu cyklicznego trójpunktowego zginania próbki przy pomocy systemu do cyfrowej analizy obrazu DIC firmy LaVision z oprogramowaniem DaVis8.3.1 będącego na wyposażeniu Materials and Engineering Research Institute w Sheffield Hallam University. Kalibracja systemu firmy LaVision znacznie różni się od procesu kalibracji systemu znajdującego się na wyposażeniu Katedry Przeróbki Plastycznej Metali AGH. W systemie LaVision stosowane są płytki kalibracyjne 3D (Rys. 8.4), stąd też brak konieczności wykonywania całej serii zdjęć potrzebnych do zdefiniowania obiektu. Proces kalibracji polega na znalezieniu przez obie kamery tych samych punktów umieszczonych na wcześniej zdefiniowanej płytce kalibracyjnej oraz ich lokalizacji w przestrzeni 3D. Dzięki odległości pomiędzy punktami system jest w stanie określić odległość kamer od badanego obiektu.



Rys. 8.4 Proces kalibracji wykonany przy pomocy oprogramowania DaVis8.3.1.

Na Rys. 8.5 przedstawione zostały mapy rozkładu odkształcenia rzeczywistego uzyskane z systemu znajdującego się w Sheffield Hallam University. Wyniki uzyskane przy pomocy obu systemów do cyfrowej korelacji dały zbliżone wyniki co świadczy o fakcie, że otrzymane mapy rozkładu odkształceń oraz przemieszczeń mogą stanowić źródło weryfikacji wyników uzyskiwanych na drodze symulacji numerycznej. Analizując mapy rozkładu zaprezentowane na Rys. 8.2 oraz Rys.

8.5 można zauważyć, że prócz porównywalnego poziomu odkształcenia na powierzchni próbki, również miejsce lokalizacji maksymalnych wartości odkształcenia jest takie samo. Szczególnie istotne jest to w przypadku odkształcenia w kierunku powrotnym (kierunek 2), gdzie w dolnej części próbki można zaobserwować niewielkie obszary odkształcenia zakumulowanego po poprzednim cyklu odkształcenia.



Rys. 8.5 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia rzeczywistego uzyskany podczas analizy DIC LaVision dla kierunki pierwotnego -a) oraz kierunku powrotnego -b).

8.1.2. Analiza mikrostrukturalna materiałów po cyklicznych próbach plastometrycznych

Próbki otrzymane z badań plastometrycznych zostały poddane dalszej analizie, głównie mikrostrukturalnej. Skupiono się przede wszystkim na czterech próbkach po procesie skręcania, trzech ze stali niskowęglowej oraz jednej ze stali mikrostopowej o strukturze ferrytycznej z mikrodotądkiem Nb (stal Y) odkształczanych zgodnie ze schematami prezentowanymi w Tablica 8.1.

Tablica 8.1 Schematy odkształcenia próbek w procesie skręcania.

Materiał	Oznaczenie próbki	Wielkość odkształcenia w cyklu	Liczba cykli skręcania	Wielkość całkowitego odkształcenia	Prędkość odkształcenia
Stal niskowęglowa	LC_0.5F0.5F	1	1	2	$0.1s^{-1}$
	LC_0.5F0.5R	0.5	2	2	$0.1s^{-1}$
	LC_0.25F0.25R	0.25	4	2	$0.1s^{-1}$
Stal mikrostopowa	Nb_0.25F0.25R	0.25	4	2	$0.1s^{-1}$

Jak już wcześniej wspomniano, w procesie skręcania warstwy wierzchnie materiału ulegają znacznie większemu odkształceniu plastycznemu niż środkowa część próbki. Występujący gradient

wielkości odkształcenia może być wyrażony przy pomocy odkształcenia ścinania γ , określanej na podstawie geometrii przekroju dla danej wielkości kąta obrotu opisywanej zależnością (8.1).

$$\gamma = \tan \alpha = \frac{r \sin \theta}{l} = \frac{r \theta}{l} \quad (8.1)$$

gdzie:

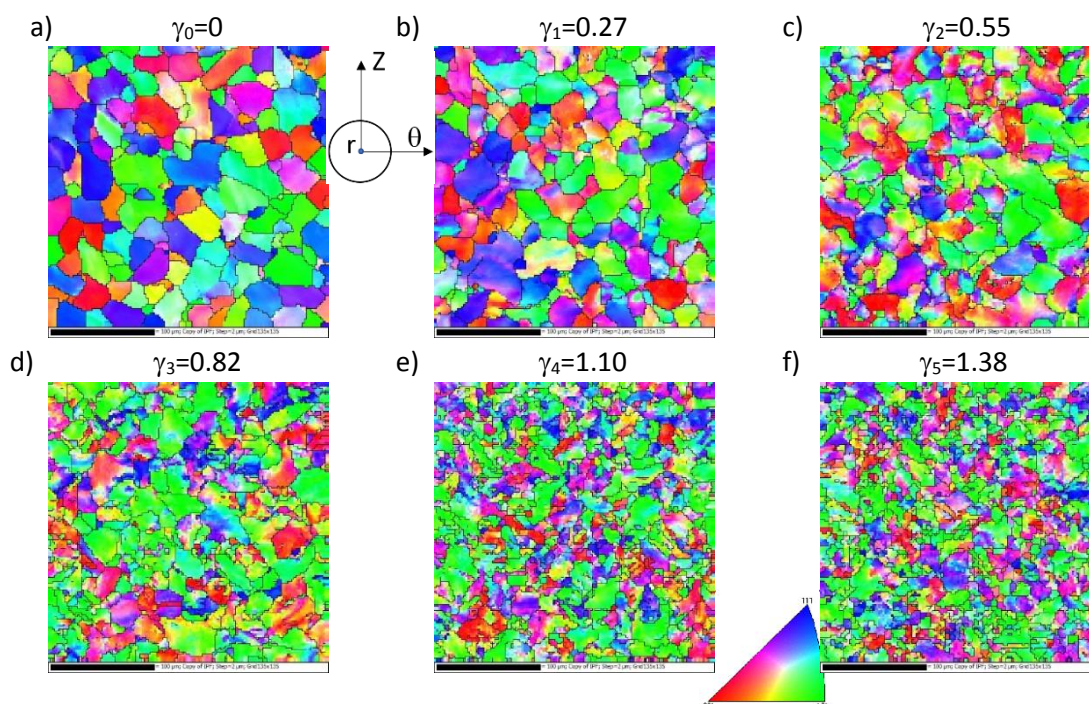
θ - kąt obrotu wyrażony w radianach

r - odległość od osi próbki

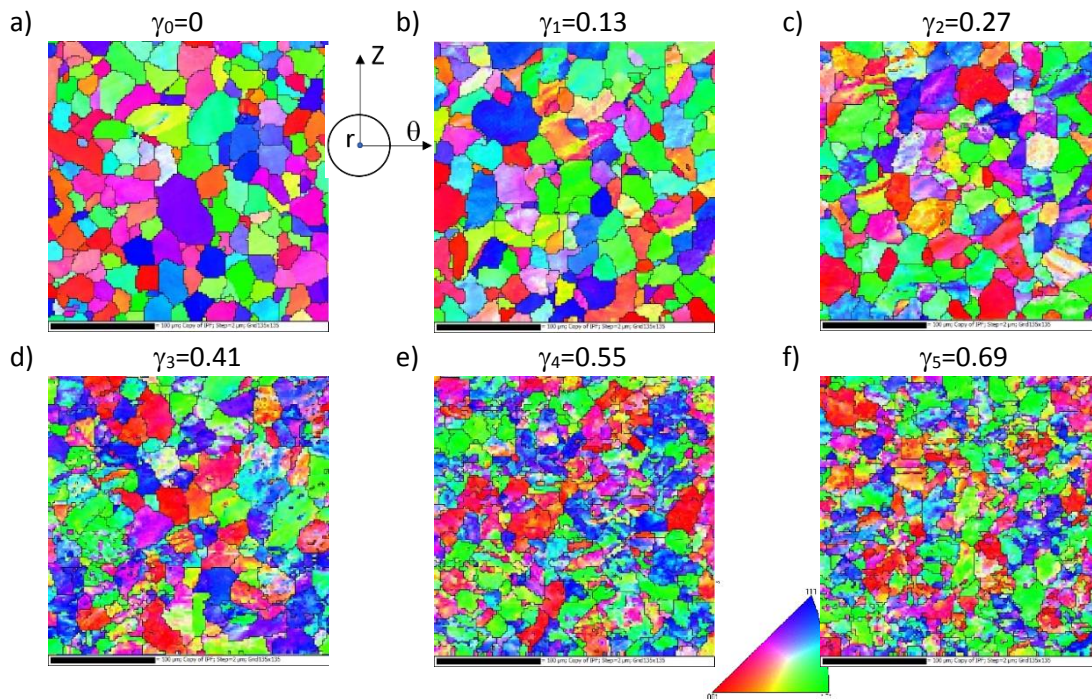
l - długość bazy pomiarowej

Wielkość odkształcenia ścinania w osi próbki przyjmuje wartość 0. Dla kolejnych punktów pomiarowych wielkość odkształceń określona została na podstawie równania (8.1) i przedstawiona wraz z odpowiadającymi im obrazami mikrostruktury na Rys. 8.6- Rys. 8.9.

Porównanie map rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskanych na podstawie analizy EBSD dla stali niskowęglowej odkształcanej monotonicznie (Rys. 8.6) oraz z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.5 (Rys. 8.7) wykazują znaczne różnice, przede wszystkim w poziomie rozdrobnienia ziarna dla poszczególnych punktów pomiarowych. Średnia wielkość ziarna dla punktu „0” w obu przypadkach wynosiła ok. 21 μm , na skutek akumulacji odkształcenia podczas odkształcenia monotonicznego ziarna uległy znacznemu rozdrobnieniu, a ich średnia wielkość w punkcie „5” wynosiła ok. 11 μm . W przypadku próbki odkształcanej cyklicznie z wielkością odkształcenia w cyklu równej 0.5 średnia wielkość ziarna w punkcie oddalonym o 5 mm od osi próbki wynosiła 13, 5 μm . Dodatkowo mikrostruktura materiału po odkształceniu monotonicznym jasno wykazuje dominację ukierunkowania ziaren w kierunku $\langle 101 \rangle$.



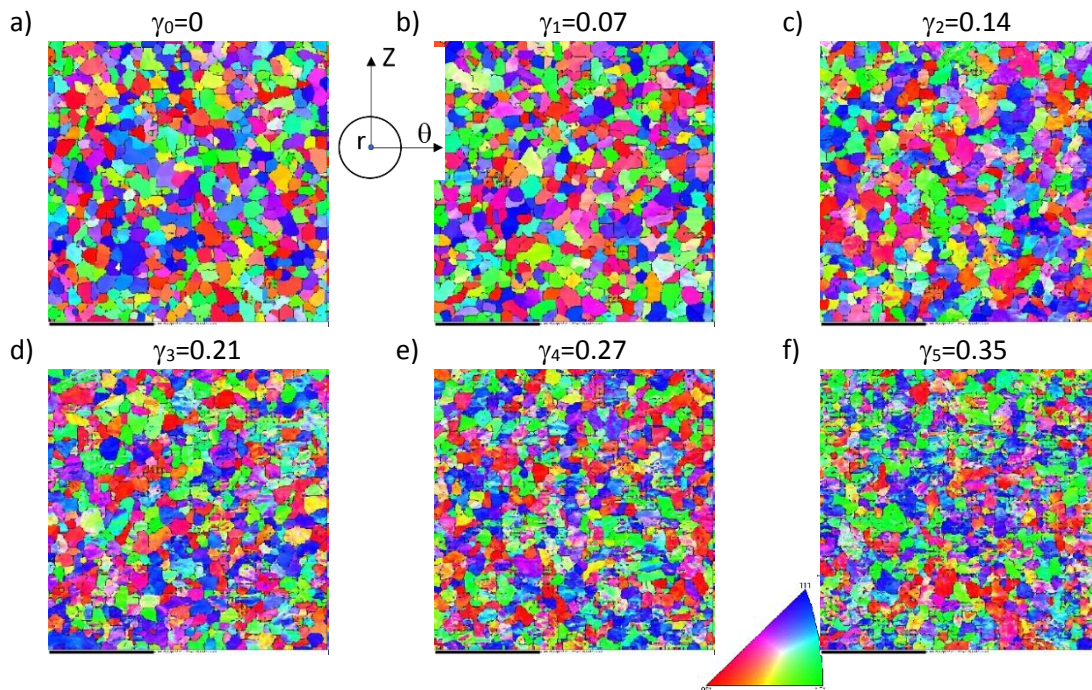
Rys. 8.6 Mapy rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskane podczas analizy EBSD dla stali niskowęglowej odkształcanej zgodnie ze schematem oznaczonym LC_0.5F0.5F w miejscu oddalonym od geometrycznego środka próbki o 0 mm- a); 1mm- b); 2 mm- c); 3 mm- d); 4 mm- e); oraz 5 mm- f).



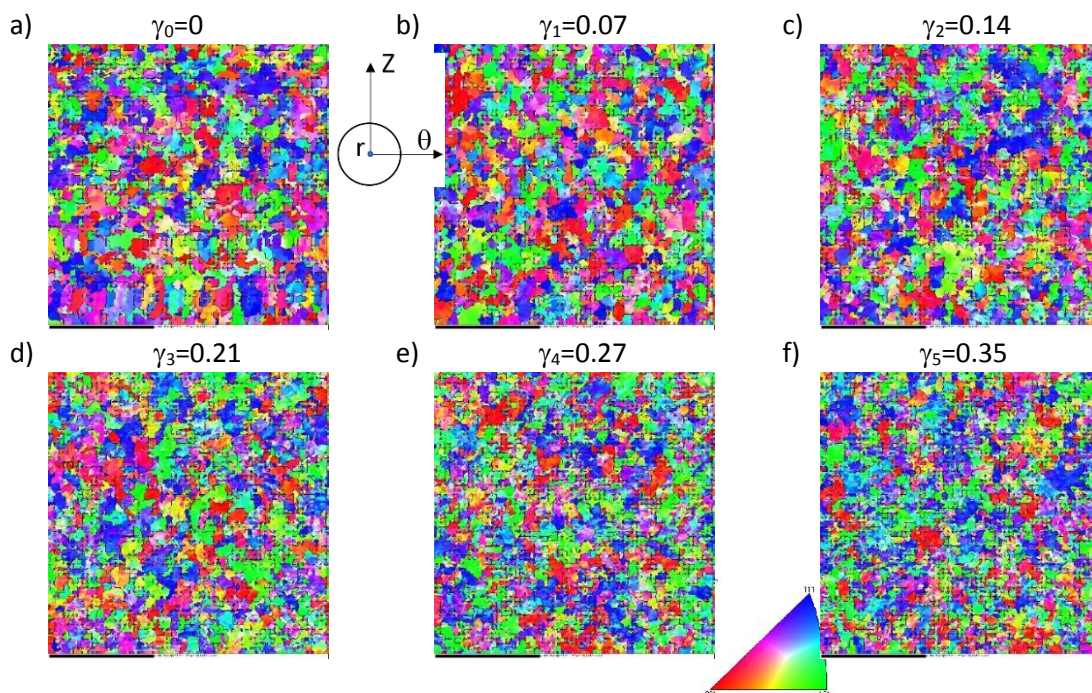
Rys. 8.7 Mapy rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskane podczas analizy EBSD dla stali niskowęglowej odkształcanej zgodnie ze schematem oznaczonym LC_0.5F0.5R w miejscu oddalonym od geometrycznego środka próbki o 0 mm- a); 1mm- b); 2 mm- c); 3 mm- d); 4 mm- e); oraz 5 mm- f).

Średnia wielkość ziarna zmierzona dla najwyższych wartości odkształcenia ścinania w przypadku stali niskowęglowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu 0.25 była wyższa niż w poprzednio analizowanych wcześniej przypadkach i wynosiła ok. 15 μm (Rys. 8.8). Wielkość obliczonego odkształcenia ścinania w analizowanych punktach pomiarowych dla prezentowanych schematów odkształcania jest różna, mimo zastosowania takiej samej wartości odkształcenia całkowitego. Wynikiem zastosowania wyższej wartości odkształcenia w cyklu przy zachowaniu tej samej wartości odkształcenia całkowitego jest rozdrobnienie struktury. Średnia wielkość ziarna podczas odkształcenia monotonicznego uległa zmniejszeniu o ok. 44%, dla odkształcenia w cyklu 0.5 ok. 38% oraz ok. 29% dla odkształcenia w cyklu 0.25 w stosunku do początkowej wartości.

Zastosowanie stali mikrostopowej z dodatkiem Nb w procesie odkształcenia spowodowało wprowadzenie dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego. Analizując próbkę ze stali niskowęglowej oraz mikrostopowej odkształcanej w takich samych warunkach można zauważyć, że większe rozdrobnienie ziarna w stosunku do początkowej wielkości uzyskane zostało dla próbki LC_0.25F0.25R. Na skutek obserwowanych wydzieleni w stali mikrostopowej blokujących swobodny ruch dyslokacji, a w efekcie powodujących ich spiętrzenie i anihilację wytworzona zostaje podstruktura dyslokacyjna, której udział procentowy jest znacznie większy niż granic wysokiego kąta. Dodatkowym elementem stali o strukturze ferrytycznej jest występowanie drugiej fazy w postaci kolonii perlitu, które podczas odkształcenia plastycznego ulegają rozdrobnieniu na małe cząstki, dzięki czemu zaczynają działać jak cząstki wydzieleni na ruch dyslokacji.



Rys. 8.8 Mapy rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskane podczas analizy EBSD dla stali niskowęglowej odkształcanej zgodnie ze schematem oznaczonym LC_0.25F0.25R w miejscu oddalonym od geometrycznego środka próbki o 0 mm- a); 1mm- b); 2 mm- c); 3 mm- d); 4 mm- e); oraz 5 mm- f).

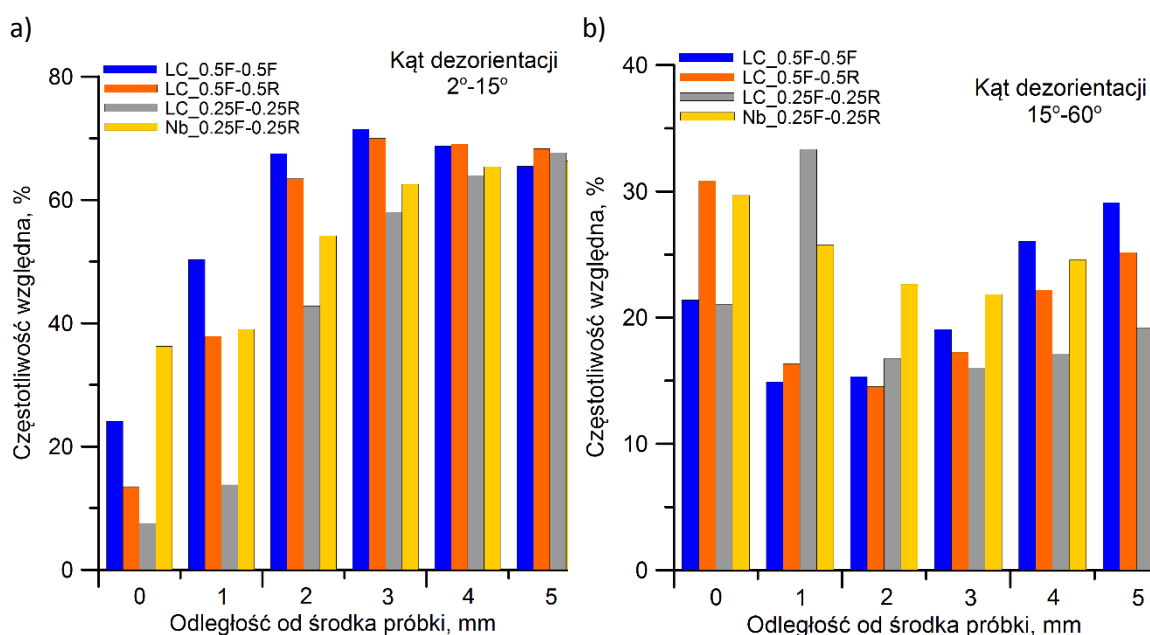


Rys. 8.9 Mapy rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskane podczas analizy EBSD dla stali niskowęglowej odkształcanej zgodnie ze schematem oznaczonym Nb_0.25F0.25R w miejscu oddalonym od geometrycznego środka próbki o 0 mm- a); 1mm- b); 2 mm- c); 3 mm- d); 4 mm- e); oraz 5 mm- f).

Na Rys. 8.10 przedstawiony został udział objętościowy granic ziaren niskiego i wysokiego kąta dla wszystkich analizowanych schematów odkształcenia w punktach pomiarowych. W przypadku analizowanych prób w osi próbki występuje znaczna dominacja granic wysokiego kąta. Wraz ze zwiększającym się odkształceniem ścinania wzrasta udział objętościowy granic niskiego kąta. Podczas odkształcenia monotonicznego, że względu na znaczną akumulację odkształcenia

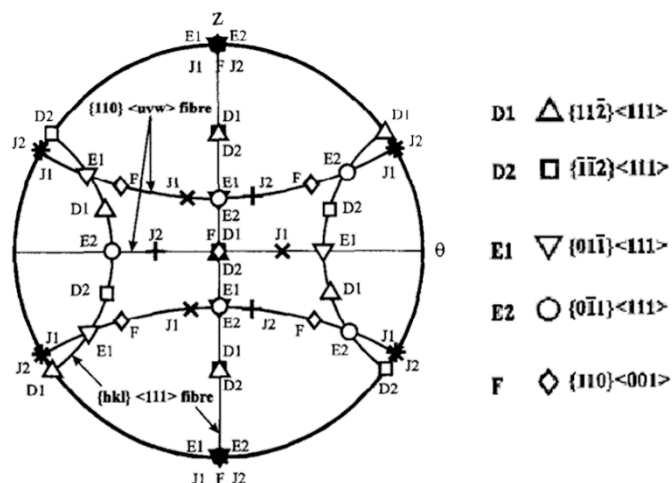
występuje największy udział objętościowy granic wysokiego kąta. Wraz ze zmniejszającym się odkształceniem w cyklu obserwowany jest spadek udziału objętościowego granic ziaren o kącie dezorientacji 15° - 60° , widoczny przede wszystkim przy powierzchni (w odległości od środka próbki 4-5 mm). W stali mikrostopowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25 udział objętościowy granic ziaren o kącie dezorientacji $> 15^{\circ}$ jest znacznie większy niż w przypadku stali niskowęglowej odkształcanej w tych samych warunkach. Dodatkowo próbka LC_0.5F0.5R również wykazuje nieco niższe wartości udziału objętościowego granic wysokiego kąta w porównaniu ze stalą mikrostopową. W utworzonych granicach niskiego kąta w stali niskowęglowej LC_0.5F0.5F oraz LC_0.5F0.5R, wraz ze zwiększającym się odkształceniem ścinania zmianie ulega kąt dezorientacji granic ziaren, powodując w konsekwencji rozdrobnienie struktury materiału. W początkowym etapie odkształcenia dominującą wartością kąta dezorientacji granic niskiego kąta są 2° , dla próbek odkształcanych zgodnie ze schematem LC_0.5F0.5F oraz LC_0.5F0.5R wraz z oddalaniem się od osi próbki wartość ta ulega zwiększeniu do 5° . Podobny efekt obserwowany jest w próbce ze stali mikrostopowej gdzie następuje wzrost wartości dominującego kąta dezorientacji z 2° do 4° .

Podsumowując, wraz z oddalaniem się od osi próbki w stronę powierzchni obserwowany jest gradient średniej wielkości ziarna. Dodatkowo, w warstwach bliżej powierzchni zewnętrznej próbki występuje wzrost udziału objętościowego granic ziarn wysokiego kąta, przy czym przyrost ten jest mniejszy w stali niskowęglowej w porównaniu ze stalą mikrostopową odkształcaną w tych samych warunkach. Należy również zauważyć, że w przypadku zastosowania zmiennej drogi odkształcenia obserwowany jest mniejszy przyrost zarówno granic ziaren niskiego jak i wysokiego kąta w porównaniu z odkształceniem monotonicznym. Jest to efekt występowania tzw. odkształcenia powrotnego charakterystycznego dla zmiennej drogi odkształcenia. Zmiana udziału objętościowego granic ziaren o różnym kącie dezorientacji w próbkach odkształcanych z zastosowaniem różnych schematów odkształcenia potwierdza wpływ zastosowanej historii odkształcenia na zmianę mechanizmu umocnienia odkształceniowego (dyslokacyjnego oraz pochodzącego od podstruktury). Dodatkowo różnice mikrostrukturalne występujące pomiędzy stalą niskowęglową a mikrostopową potwierdzają fakt występowania dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego.



Rys. 8.10 Udział objętościowy granic ziaren niskiego- a) oraz wysokiego kąta -b) dla analizowanych próbek w analizowanych punktach charakterystycznych.

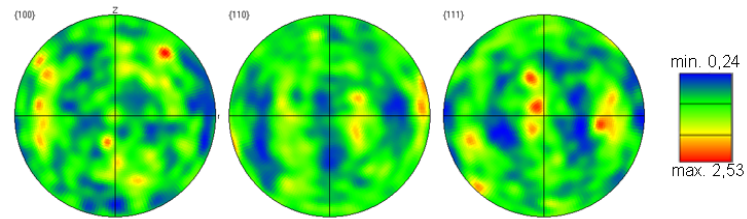
W celu ilościowego opisu niejednorodności odkształcenia występującej podczas procesu skręcania wykonana została dodatkowa analiza zmian tekstury. Analizę otrzymanych wyników przeprowadzono w odniesieniu do figury biegunowej $\{110\}$ dla idealnych orientacji kryształów występujących podczas procesu skręcania, na której zidentyfikowane zostało siedem najważniejszych idealnych orientacji kryształów (Rys. 8.11).



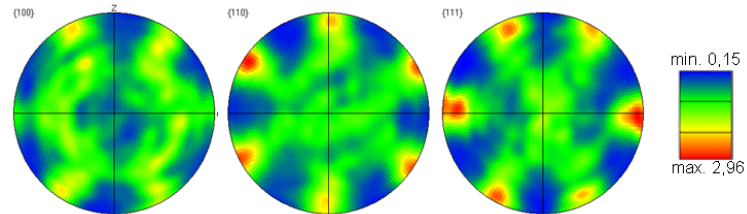
Rys. 8.11 Figura biegunowa $\{110\}$ prezentująca idealne orientacje podczas procesu skręcania materiałów o sieci krystalicznej A2 [139].

Rys. 8.12a prezentuje przykładową teksturę stali niskowęglowej w miejscu, gdzie wielkość odkształcenia ścinania jest równa 0. Maksymalna wartość intensywności steksturowania powierzchni wynosi 2.53. Podczas zastosowania schematu odkształcenia bez zmiany kierunku działania obciążenia, w punkcie pomiarowym oddalonym od osi próbki o 4mm (Rys. 8.12b), obserwowana jest typowa tekstura dla procesu skręcania. Dodatkowo największe steksturowanie figury biegunowej $\{110\}$ materiału odkształcanego monotonicznie (Rys. 8.12b) wystąpiło w punktach D1 $\{11\bar{2}\} <111>$ oraz D2 $\{\bar{1}\bar{1}2\} <111>$, które odpowiadają punktom oznaczonym na figurze biegunowej reprezentującej idealną orientację podczas procesu skręcania (Rys. 8.11). Podobne obserwacje przedstawili autorzy w [139], zaobserwowali oni wzrost wartości D1 $\{11\bar{2}\} <111>$ oraz spadek wartości D2 $\{\bar{1}\bar{1}2\} <111>$ w teksturach mierzonych podczas procesu skręcania w zakresie odkształceń 0.5 – 1.9. W konsekwencji tego po przekroczeniu wartości odkształcenia 1.9 następuje zanik składnika D2 $\{\bar{1}\bar{1}2\} <111>$. Steksturowanie powierzchni stali niskowęglowej odkształcanej w sposób cykliczny w znacznym stopniu odbiega od figur biegunowych wyznaczanych dla próbki LC_0.5F0.5F (Rys. 8.12b) w miejscu pomiarowym „4”. Ziarna występujące w stali niskowęglowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.5 uległy ukierunkowaniu zgodnemu z kierunkiem obrotu próbki podczas procesu skręcania. Najwyższe wartości steksturowania występują w osi próbki. Tekstura stali niskowęglowej odkształcanej z mniejszą wielkością odkształcenia w poszczególnych cyklach nie uległa takiemu ukierunkowaniu a jej intensywność jest znacznie mniejsza (Rys. 8.12d). Poziom intensywności steksturowania stali niskowęglowej odkształcanej z zastosowaniem różnych schematów odkształcania maleje wraz ze spadkiem wielkości odkształcenia zastępczego w cyklu. W efekcie tego próbka LC_0.25F0.25R wykazuje przypadkowy rozkład steksturowania powierzchni z maksymalną wartością niższą o ok. 34% w stosunku do materiału odkształcanego w sposób monotoniczny. Najbardziej istotną cechą ewolucji tekstury, materiałów odkształcanych w sposób cykliczny, jest dążenie do lokowania się maksimum w położeniu osi odkształcanego materiału, co jasno pokazuje Rys. 8.12c.

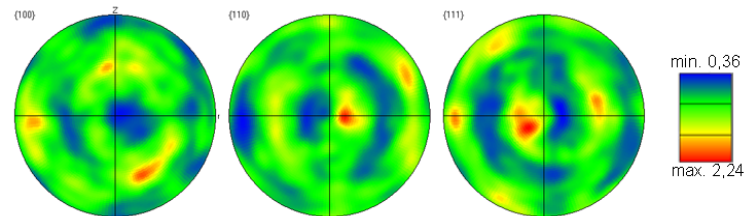
a) 0 mm



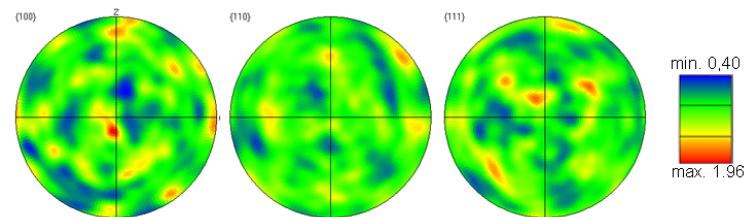
b) 4 mm LC_0.5F0.5F



c) 4mm LC_0.5F0.5R



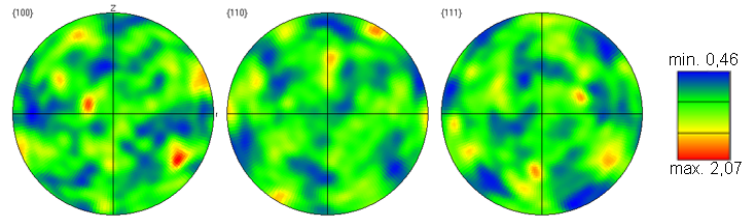
d) 4mm LC_0.25F0.25R



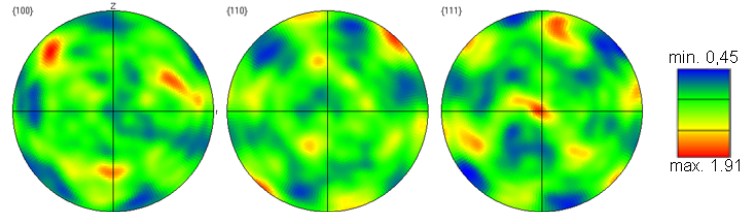
Rys. 8.12 Figury biegunowe stali niskowęglowej odpowiadająca mapą EBSD materiału nieodkształconego - a); i w punkcie pomiarowym oddalonym o 4 mm od osi próbki odkształcanego monotonicznie (LC_0.5F0.5F) - b), z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.5 (LC_0.5F0.5R) - c); oraz 0.25 (LC_0.25F0.25R) - d).

Stal mikrostopowa odkształcana cyklicznie z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25 (Rys. 8.13b) podobnie jak stal niskowęglowa (Rys. 8.12d) nie uległa ukierunkowaniu względem osi próbki. Warto zauważyć jednak, że w tym przypadku tekstura figury biegunowej {110} wykazuje niewielkie podobieństwa do figury biegunowej prezentującej idealną orientację krystaliczną podczas procesu skręcania (Rys. 8.11). Jednym z tych podobieństw jest koncentracja gęstości na obrzeżach w punkcie D1 $\{11\bar{2}\} < 111 >$. Również lokowanie się minimalnych wartości stekstrowania występujące w pobliżu punktów E1 oraz E2 jak na Rys. 8.11. Obserwowane podobieństwa mogą być efektem występowania dodatkowego mechanizmu umocnienia. Występowanie wydzieleni, w konsekwencji może prowadzić do zmniejszenia poziomu stekstrowania powierzchni materiału. Efekt ten widoczny jest podczas porównania stali mikrostopowej z mikrododatkiem Nb oraz stali niskowęglowej odkształcanych w tych samych warunkach. Maksymalne wartości stekstrowania powierzchni, zarówno w przypadku stali niskowęglowej jak i mikrostopowej odkształcanych cyklicznie, ulegają obniżeniu w stosunku do wielkości zarejestrowanych dla materiałów przed procesem odkształcania.

a) 0 mm

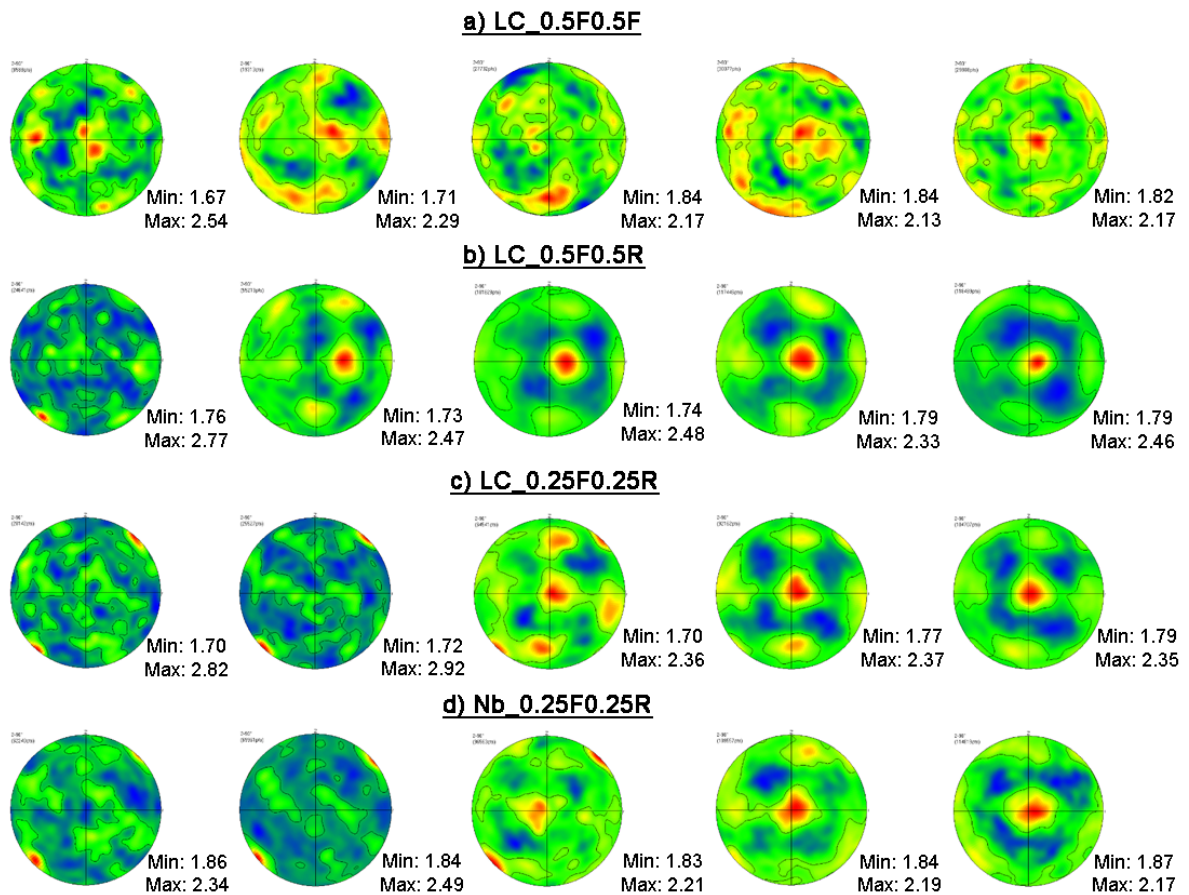


b) 4 mm



Rys. 8.13 Figury biegunowe stali mikrostopowej z mikrodotadkiem Nb w stanie nieodkształconym -a); oraz w punkcie pomiarowym oddalony o 4 mm od osi próbki odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25 (Nb_0.25F0.25R) -b).

Ważnym elementem rozwoju tekstury materiału po procesie skręcania jest analiza związana z obrotem kryształów względem osi symetrii. Rozpatrując zmianę symetrii kryształów względem osi próbki wyznaczonych w punktach wykonywanej wcześniej analizy EBSD, należy zauważyć znaczące różnice pomiędzy zastosowanymi schematami odkształcania (Rys. 8.14). Próbka odkształcana monotonicznie dopiero przy odkształceniu ścinania odpowiadającemu punktowi „4” wykazuje obrót kryształów względem osi próbki. W próbce LC_0.5F0.5R obrót ten nastąpił znacznie wcześniej, bo już w punkcie „1” a jego intensywność wykazała najwyższe wartości. Rozkłady intensywności obrotu kryształów zarejestrowane dla próbek LC_0.25F0.25R oraz Nb_0.25F0.25R są zbliżone do siebie, jednak maksymalne wartości w każdym z miejsc charakterystycznych są nieco niższe w przypadku stali mikrostopowej, co podobnie jak w przypadku figur biegunowych (Rys. 8.14b) jest wynikiem występowania dodatkowych interakcji przemieszczających się dyslokacji z cząstkami wydzieleni. Podczas odkształcania z zastosowaniem zmiany drogi odkształcania wraz ze zwiększającą się wielkością odkształcenia w cyklu wzrasta maksymalna wartość gęstości kryształitów które uległy obrotowi względem osi próbki.



Rys. 8.14 Zmiana symetrii kryształów względem osi próbki wyznaczone dla różnych wielkości odkształcenia ścinania z zastosowaniem schematów odkształcenia monotonicznego -a); oraz z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.5 -b); 0.25 -c) dla stali niskowęglowej oraz dla stali mikrostopowej (odkształcenie w cyklu 0.25) -d).

Pomiar gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych (z ang. *Geometrically Necessary Dislocation- GDNs*)

Podczas odkształcenia plastycznego materiałów polikrystalicznych poszczególne ziarna mogą ulegać podziałowi na krystality obracające się niezależnie od siebie celem dostosowania się do aktualnego obciążenia. Powodem występowania tego typu podziału jest fakt, że liczba i wybór jednocześnie działających systemów poślizgu może różnić się od siebie nawet w obrębie pojedynczego ziarna. Prowadzi to do różnic w obrotach sieci krystalicznej pomiędzy sąsiednim elementami wewnątrz ziarna. Dzięki temu wewnątrz poszczególnych ziaren możliwe jest tworzenie się struktury bloków komórek o podobnej orientacji sieci, ale różniących się szybkością obrotu, a czasami także kierunkiem obrotu. W niektórych przypadkach szybkość obrotu siatki krystalicznej w ziarnie zmienia się w sposób ciągły, tworząc w ten sposób gradienty orientacji dalekiego zasięgu. Niezależnie od rodzaju podziału ziarna, dyslokacje geometrycznie niezbędne wykazują małe kąty obrotu. Obroty te mogą być charakteryzowane za pomocą lokalnych pomiarów kątów orientacji [140].

W celu wyznaczenia tych zmian w miejscach analizy mikrostrukturalnej przedstawionej w **Rozdziale 8.1** przeprowadzone zostały dodatkowe pomiary z wykorzystaniem wysokorozdzielczej analizy EBSD. Mapy mikrostruktury wykonane zostały przy wielkości kroku 50 nm i analizowane przy użyciu oprogramowania TSL OIM. Podczas wyznaczania gęstości

dyslokacji geometrycznie niezbędnych zastosowane zostały dwie metody obliczeniowe. Pierwszą z nich był automatyczny pomiar uzyskany bezpośrednio z oprogramowania. Stosowana metoda obliczeniowa bazuje na podejściu Field i in. [140], które zakłada powiązanie tensora gęstości dyslokacji α z dyslokacjami obecnymi w jego sąsiedztwie poprzez zależność:

$$\alpha = \sum_{i=1}^K \rho^i (b^i \otimes z^i) \quad (8.2)$$

gdzie:

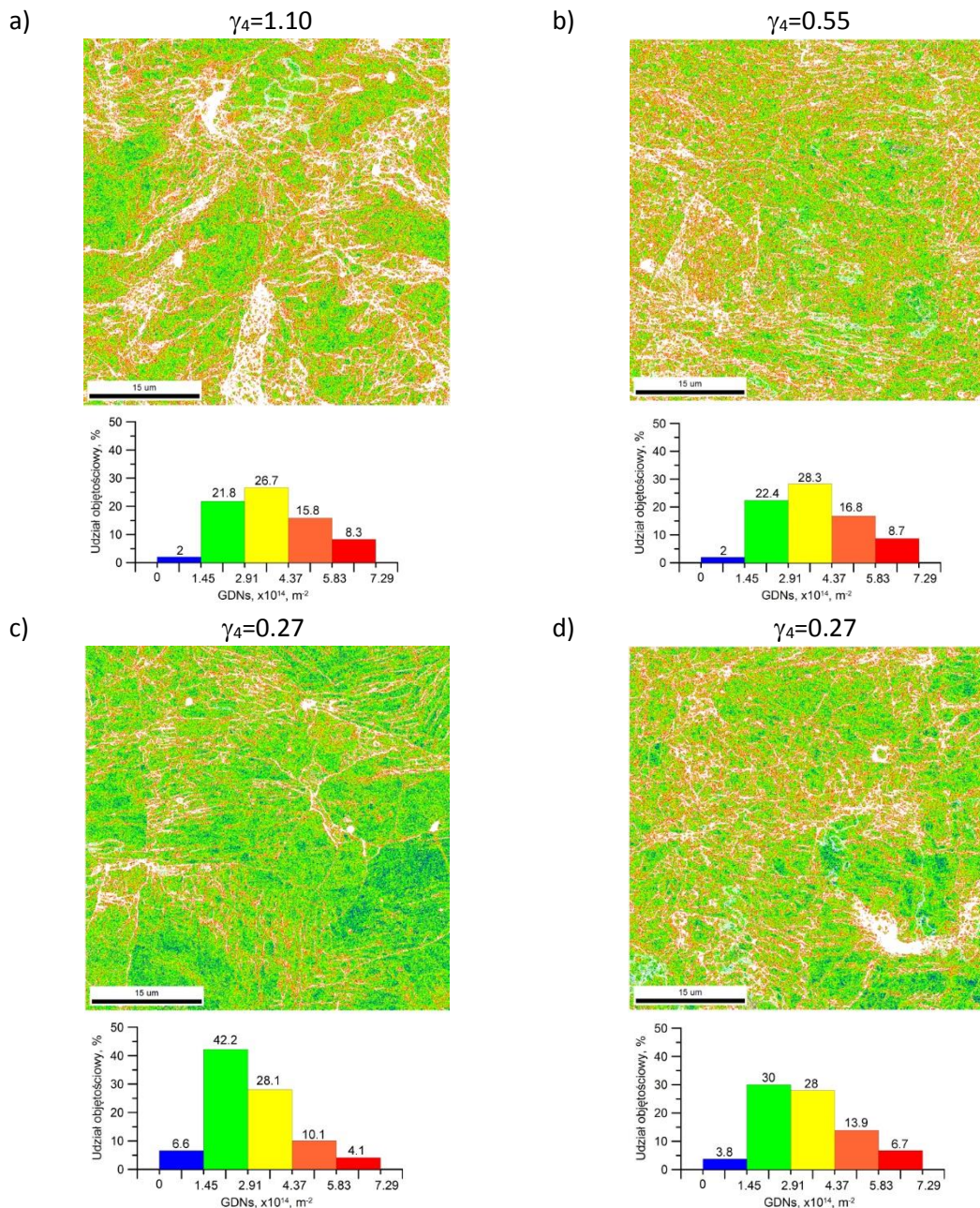
b^i – oznacza długość wektor Burgersa i-dyslokacji

z^i – płaszczyznę poślizgu w kierunku normalnym

ρ^i – skalarna gęstość i- dyslokacji

W prezentowanej metodzie gradienty pól wektorowych o różnej orientacji pozwalają na ilościowy opis lokalnego odchylenia orientacji jednego punktu względem sąsiednich.

Wyniki przedstawione na Rys. 8.15 prezentują przykładowe rozkłady gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych wyznaczone w miejscu pomiarowym oddalonym o 4mm od osi próbki dla schematów odkształcenia zamieszczonych w Tablica 8.1. Przedstawione wyniki wyznaczone zostały na podstawie omawianej wyżej metody automatycznego pomiaru w oprogramowaniu TSL OIM. Dominujący udział objętościowy (Rys. 8.15a oraz Rys. 8.15b) zarejestrowano dla wartości gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych (GDNs) w zakresie $2.91 \times 10^{14} - 4.37 \times 10^{14}$. Próbką odkształcana bez zmiany drogi odkształcenia wykazuje znaczną tendencję do lokowania się dyslokacji geometrycznie niezbędnych w pobliżu granic ziaren. Porównując gęstości dyslokacji wyznaczonych dla stali niskowęglowej oraz mikrostopowej odkształczanych w tych samych warunkach (Rys. 8.15c i Rys. 8.15d) można zauważyć, że w stali mikrostopowej występuje wyższa wartość gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych. Dodatkowo, w stali mikrostopowej większy udział objętościowy zajmują obszary o wyższej koncentracji dyslokacji, które stanowią ponad 20% wszystkich dyslokacji znajdujących się w materiale, natomiast w stali niskowęglowej wartość ta wynosi ok. 14%. W stali niskowęglowej odkształcanej z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25 występuje największy udział objętościowy GDNs o wartości z przedziału $1.45 \times 10^{14} - 2.91 \times 10^{14}$, który wynosi ponad 42%. Wszystkie próbki odkształcane z zastosowaniem zmiany drogi odkształcenia prócz lokowania się dyslokacji geometrycznie niezbędnych w pobliżu granic ziaren, wykazują również tendencję do koncentracji w miejscach tworzącej się podstruktury komórkowej.

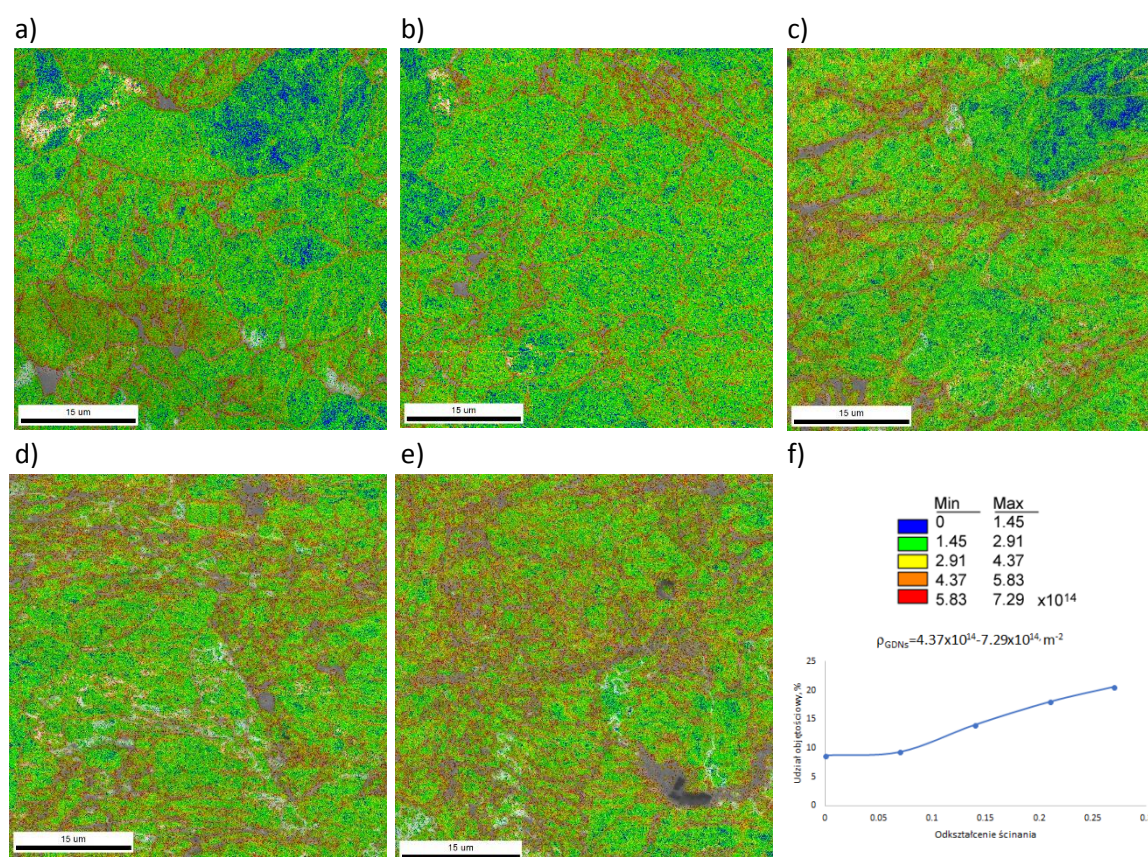


Rys. 8.15 Gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych (GDNs) wyznaczona w miejscu pomiarowym oddalonym o 4 mm od osi próbki dla różnych schematów odkształcenia: LC_0.5F0.5F-a); LC_0.5F0.5R-b); LC0.25F0.25R-c); Nb_0.25F0.25R-d).

Wraz ze wzrostem odkształcenia ścinania widoczny jest wzrost gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych (Rys. 8.16). Podczas odkształcania materiałów, na skutek poślizgu dyslokacji wewnątrz ziaren, następuje spiętrzanie się oraz akumulacja dyslokacji w pobliżu granic ziaren. Miejsca te stanowią obszary o ograniczonej podatności na odkształcenia. Występują one najczęściej pomiędzy odkształcającymi się ziarnami, gdzie obroty sieci krystalicznej obserwowane są w niewielkiej odległości od granic ziaren. Na mapach rozkładu gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych stali mikrostopowej z mikrodotądkiem Nb, prócz widocznego lokowania się dyslokacji w pobliżu granic ziaren widoczne jest spiętrzanie się dyslokacji w miejscach tworzącej się podstruktury komórkowej. Zjawisko to można zaobserwować już w początkowych etapach procesu odkształcania, gdzie wielkość odkształcenia ścinania wynosi ok. 0.07. Na Rys. 8.16 a - c widoczne są obszary (oznaczone kolorem niebieskim), o bardzo niskiej gęstości dyslokacji.

Natomiast wraz ze wzrastającym odkształceniem ścinania obserwowany jest znaczny wzrost udziału objętościowego obszarów o wysokich wartościach gęstości dyslokacji, który wzrasta liniowo w stosunku do zwiększającego się odkształcenia (Rys. 8.16f). Dodatkowo, poprzez większą koncentrację dyslokacji obserwowaną wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia ścinania, znacznemu zmniejszeniu (z 50,2% do 30 %) ulegają obszary o średniej gęstości dyslokacji wynoszącej ok. $2.2 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$.

Podobną tendencję do lokowania się dyslokacji w pobliżu granic ziarna wykazywała próbka ze stali niskowęglowej odkształcana przy zastosowaniu tych samych parametrów procesu. Jednak w stali niskowęglowej tworząca się podstruktura komórkowa nie była aż tak wyraźna jak w przypadku stali mikrostopowej. Świadczy o tym fakt, że wewnątrz ziaren w strukturze stali niskowęglowej wyznaczonej dla wielkości odkształcenia ścinania 0.27 zaobserwowano obszary o bardzo małej gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych.



Rys. 8.16 Mapy rozkładu gęstości GDNs z uwidocznioną strukturą materiału wyznaczone dla próbki ze stali mikrostopowej dla wielkości odkształcenia ścinania: 0 – a); 0.07 – b); 0.14 – c); 0.21 – d); 0.27 – e); oraz zmiana udziału objętościowego obszarów o zwiększonej gęstości dyslokacji – f).

Druga metoda opiera się na modelu gradientów odkształcenia Gao i in. [141]. Autorzy wiążą gęstość dyslokacji geometrycznie niezbędnych z wielkością kąta dezorientacji wyznaczone na podstawie parametru KAM (z ang. *Karnel Average Misorientation*) z map orientacji krystalograficznej EBSD za pomocą zależności (8.3). Parametr KAM reprezentuje wartość lokalnego odkształcenia, zatem im wyższa jest wartość tego parametru tym obserwowane są wyższe wartości lokalnego odkształcenia.

$$\rho_{gnd} = \frac{a\theta}{bx} \quad (8.3)$$

gdzie:

θ - kąt dezorientacji wyznaczany na podstawie parametru KAM

b – długość wektora Burgersa

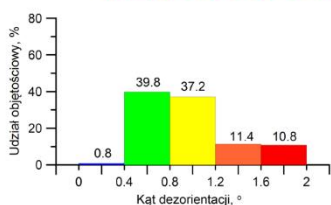
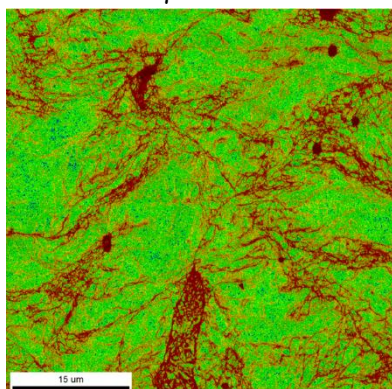
x – odległość pomiędzy punktami pomiarowymi.

a – stała zależna od rodzaju granic

W analizie z wykorzystaniem rozkładu parametru KAM przyjęto maksymalny kąt dezorientacji pomiędzy sąsiednimi punktami o wartości 2° . Wartość kąta dezorientacji powyżej 2° jest wyłączona z obliczeń, ponieważ zakłada się, że punkty o większym kącie dezorientacji należą do sąsiedniego ziarna bądź podziarna. Rozkład parametru KAM wyznaczony dla tych samych miejsc co na Rys. 8.15 wraz z udziałem objętościowym zostały przedstawione na Rys. 8.17. Wyniki uzyskane na podstawie analizy rozkładu kąta dezorientacji jasno pokazują, że wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia w cyklu występują znacznie większe obszary o największej koncentracji lokalnych odkształceń. Dodatkowo, podobnie jak wykazała analiza z zastosowaniem podejścia Fielda i in. [140], próbka ze stali mikrostopowej posiada znacznie większy udział objętościowy obszarów, których kąt dezorientacji osiąga wartości powyżej 1.2° . Obszary o największej koncentracji w stali mikrostopowej występują zarówno w obrębie granic ziaren, jak i w ich wnętrzach. Takie zjawisko może być wynikiem blokowania się dyslokacji na cząstkach wydzielań, co w efekcie prowadzi do szybszego powstawania podstruktury dyslokacyjnej w porównaniu ze stałą niskowęglową odkształcaną w tych samych warunkach. Obszary, gdzie wartość parametru KAM osiąga najwyższe wartości pokrywają się z obszarami o najwyższej gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych prezentowanych na Rys. 8.15.

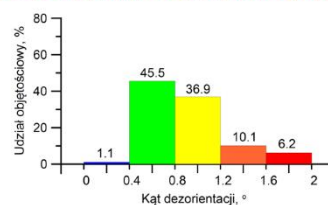
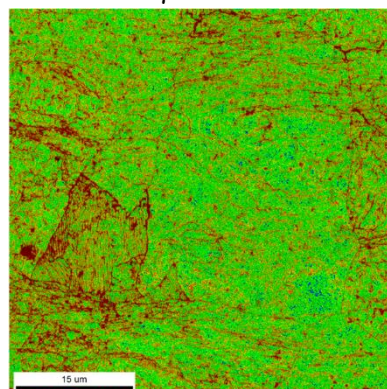
a)

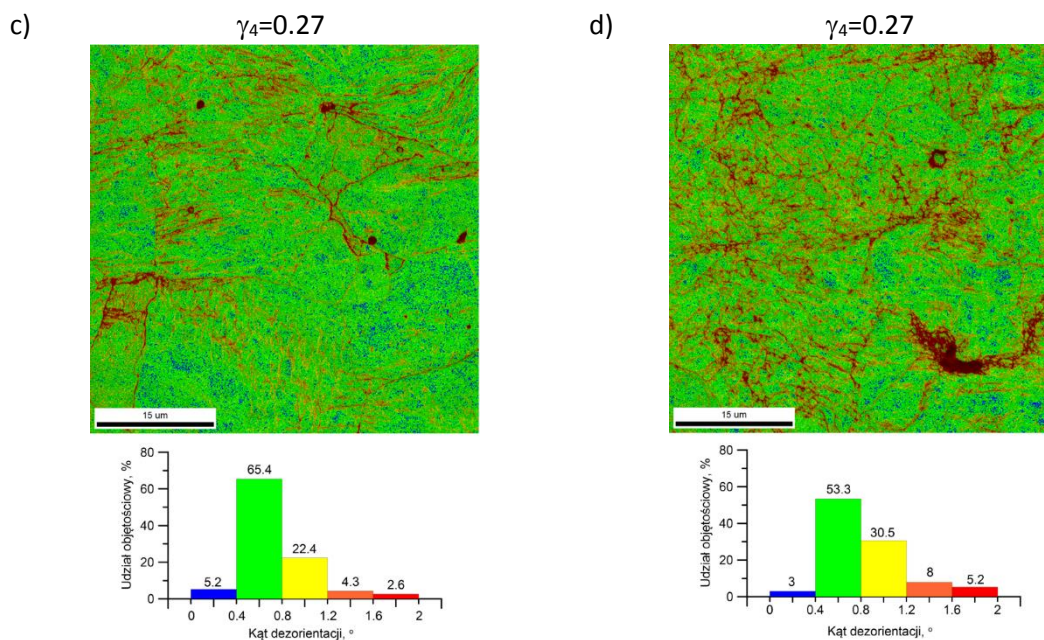
$\gamma_4=1.10$



b)

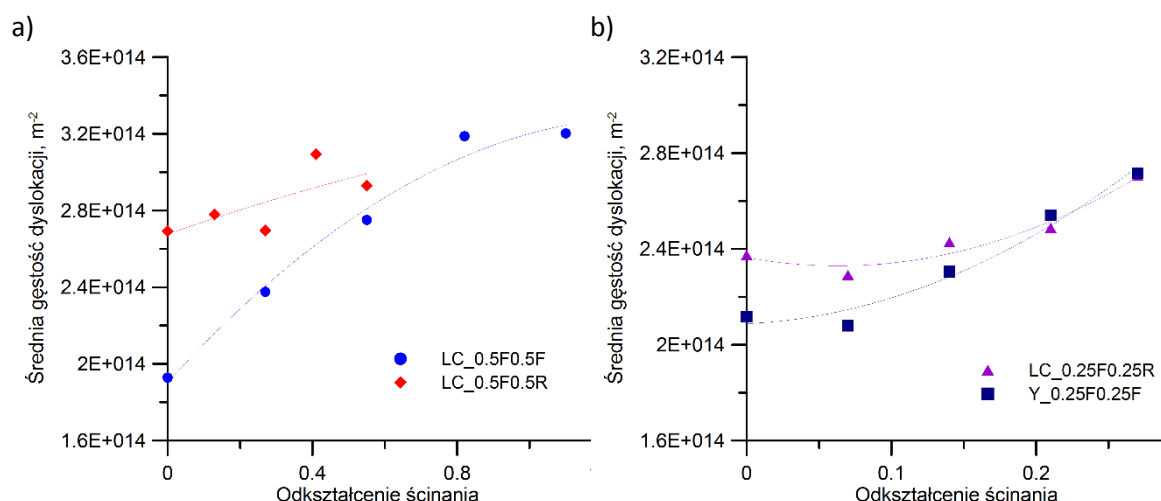
$\gamma_4=0.55$





Rys. 8.17 Rozkład wielkości parametru KAM wyznaczony w miejscu pomiarowym oddalonym o 4 mm od osi próbki dla różnych schematów odkształcenia: LC_0.5F0.5F-a); LC_0.5F0.5R-b); LC0.25F0.25R-c); Nb_0.25F0.25R-d).

Zmiana średniej gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych w zależności od zadanego odkształcenia ścinania wyznaczona na podstawie parametru KAM została przedstawiona na Rys. 8.18. Prezentowane w niniejszym rozdziale wyniki obliczeń wykonane zostały przy pomocy dwóch wcześniej omawianych metod, jednej opartej o tensor gęstości dyslokacji, drugiej o parametr KAM. Analizując otrzymane wyniki można stwierdzić, że obie metody dają spójne wyniki, jednak wartości średniej gęstości dyslokacji wyznaczone metodą opartą o wartość parametr KAM są nieco niższe w porównaniu z wynikami wyznaczonymi za pomocą podejścia Fielda. Ze względu na występujące wyższe odkształcenie ścinania w próbce odkształcanej w sposób monotoniczny gęstość dyslokacji jest wyższa niż w przypadku próbki odkształcanej w sposób cykliczny z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.5. W stali mikrostopowej z dodatkiem Nb, pomimo niższej gęstości dyslokacji w materiale nieodkształconym, obserwowany jest szybszy przyrost średniej gęstości dyslokacji wraz ze zwiększającą się wartością odkształcenia ścinania w porównaniu ze stałą niskowęglową odkształcaną w tych samych warunkach. Zjawisko to może być efektem występowania silnie rozwijającej się podstruktury komórkowej, powstałej na skutek dodatkowego spiętrzenia się dyslokacji na cząstkach fazy obcej. Przyrost średniej gęstości dyslokacji wyznaczonej na podstawie badań mikrostrukturalnych wzrasta wraz ze wzrostem odkształceniem ścinania.



Rys. 8.18 Zmiana średniej gęstości dyslokacji wyznaczona na podstawie parametru KAM dla różnych schematów odkształcenia: LC_0.5F0.5F oraz LC_0.5F0.5R -a); LC_0.25F0.25R oraz Nb_0.25F0.25F -b).

Analiza uzyskanych wyników badań doświadczalnych, zarówno pomiarów własności mechanicznych jak i badań mikrostrukturalnych, pozwoliła na zbadanie wpływu złożonej historii odkształcenia na mechanizmy umocnienia analizowanych stali niskowęglowych i mikrostopowych. Otrzymane wyniki wykorzystane zostały również w dalszej części pracy podczas weryfikacji modeli naprężenia uplastyczniającego, w których jako główną zmienną wewnętrzną przyjęto zmianę gęstości dyslokacji podczas procesu odkształcania.

Podczas analizy mikrostrukturalnej materiałów po badaniach plastometrycznych można zaobserwować następujące zależności:

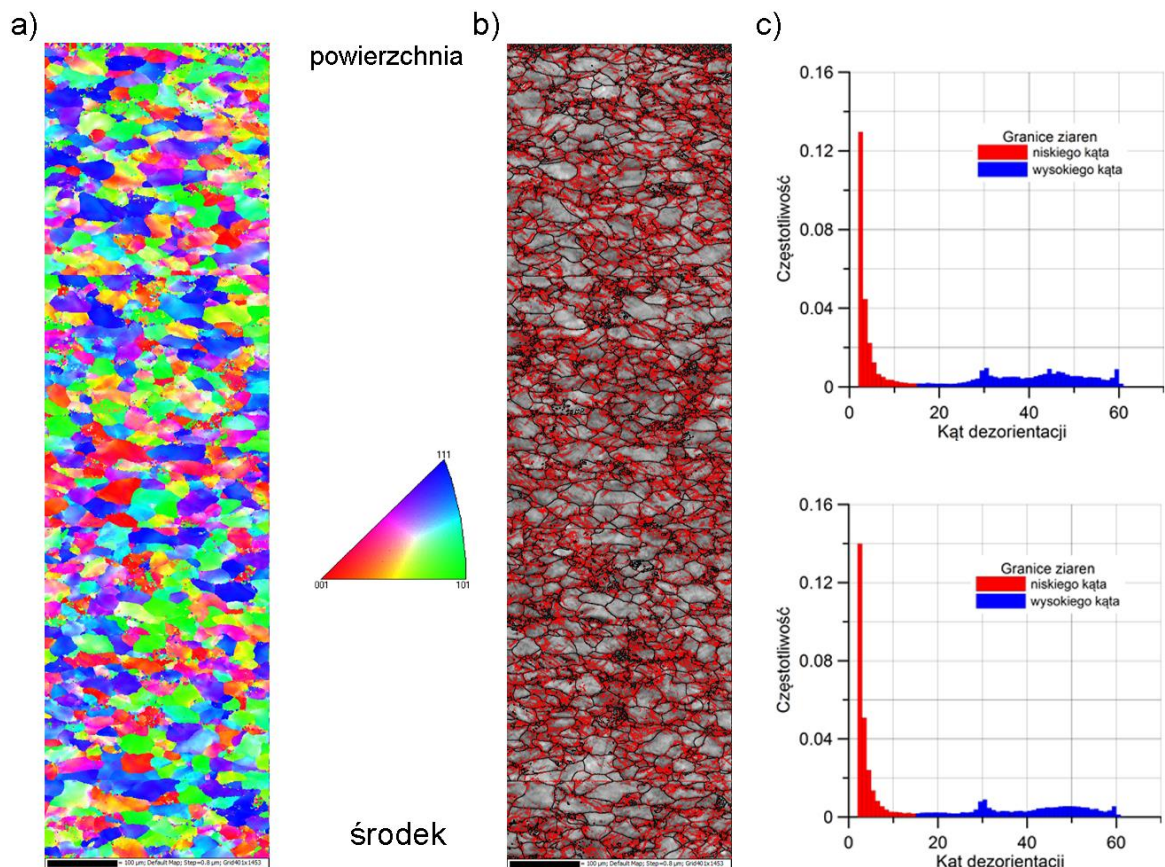
- Na skutek zwiększonej akumulacji odkształcenia podczas próby w warunkach monotonicznych w porównaniu do warunków cyklicznych ziarna ulegają większemu rozdrobnieniu. Mniejszy przyrost granic wysokiego kąta podczas procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcenia jest wynikiem występowania tzw. odkształcenia powrotnego.
- W stali mikrostopowej udział objętościowy granic ziarn o kącie dezorientacji $>15^\circ$ jest większy niż w przypadku stali niskowęglowej odkształcanej w tych samych warunkach.
- Zastosowanie stali mikrostopowej z mikrododatkiem Nb spowodowało występowanie dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego. Skutkiem obecności wydzieleni blokujących swobodny ruch dyslokacji jest utworzona podstruktura dyslokacyjna, której udział procentowy jest znacznie większy niż granic wysokiego kąta.
- Tekstura materiałów odkształczanych z zastosowaniem złożonej historii odkształcenia wykazuje skłonność do obrotu krystalitów względem osi próbki znacznie wcześniej niż w przypadku odkształcenia monotonicznego.
- Podczas procesu monotonicznego materiał wykazuje znaczną tendencję do lokowania się dyslokacji geometrycznie niezbędnych w pobliżu granic ziarn.
- W stali mikrostopowej występuje wyższa wartość gęstości GDNs niż w stali niskowęglowej odkształcanej w tych samych warunkach dla odkształcenia ścinania równego 0.27.
- Wszystkie próbki odkształcane w sposób cykliczny wykazały tendencję do lokowania się dyslokacji geometrycznie niezbędnych zarówno w pobliżu granic ziarn, jak i w miejscach tworzącej się struktury komórkowej, przy czym efekt ten był bardziej widoczny w stali mikrostopowej.

- Gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych w materiale odkształcanym w sposób monotoniczny jest wyższa niż w próbkach odkształcanych w sposób cykliczny
- Stal mikrostopowa odkształcana w sposób cykliczny wykazała znacznie szybszy przyrost gęstości dyslokacji geometrycznie niezbędnych niż próbka ze stali niskowęglowej odkształcana w tych samych warunkach.

8.2. Własności i struktura materiału po procesie walcowania

8.2.1. Analiza mikrostrukturalna materiału po procesie walcowania

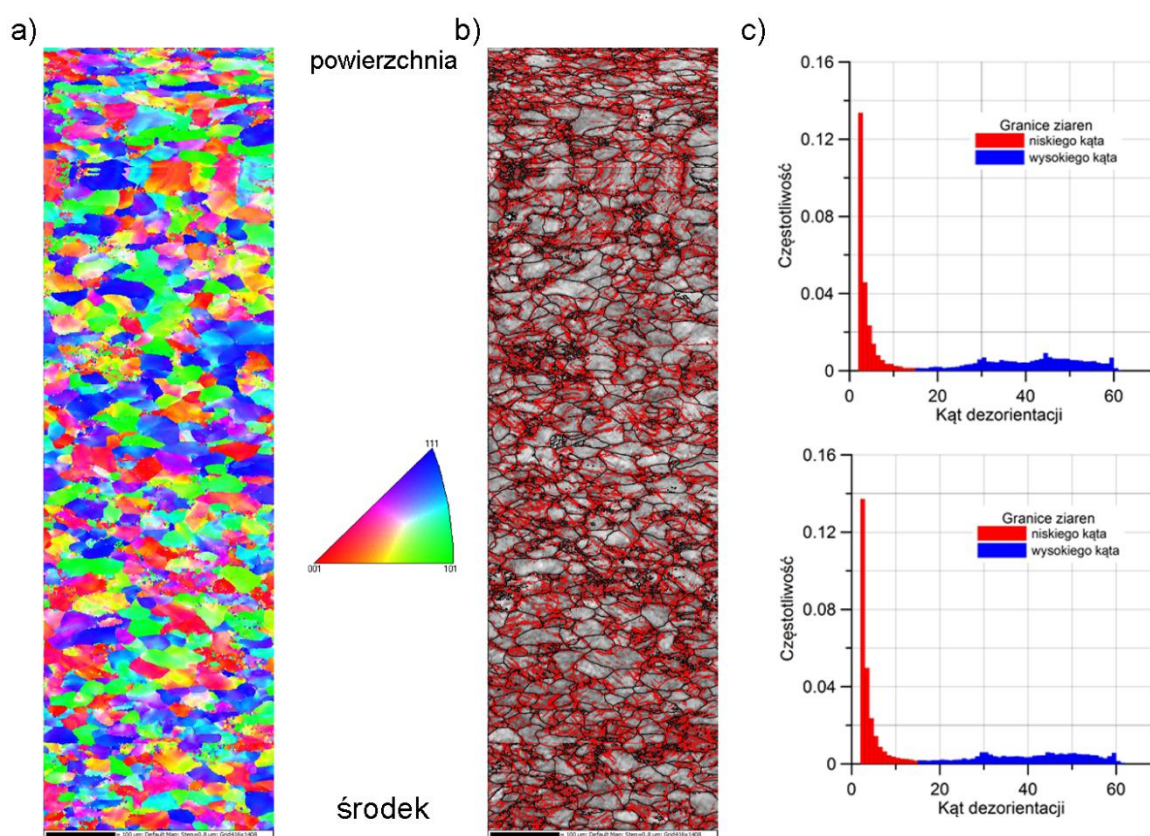
Materiał po procesie walcowania nawrotnego oraz jednokierunkowego (posobnego) poddany został badaniom własności mechanicznych oraz szczegółowej analizie mikrostrukturalnej. Zgłady metalograficzne wykonane zostały w płaszczyźnie zgodnej z kierunkiem walcowania. Mapy rozkładu uzyskane z analizy EBSD na przekroju wzdłużnym próbek zostały przedstawione na Rys. 8.19 oraz Rys. 8.20.



Rys. 8.19 Wyniki analizy EBSD uzyskane po procesie walcowania nawrotnego prezentujące mapy rozkładu tekstury krystalograficznej -a) oraz granic ziarna niskiego i wysokiego kąta-b).

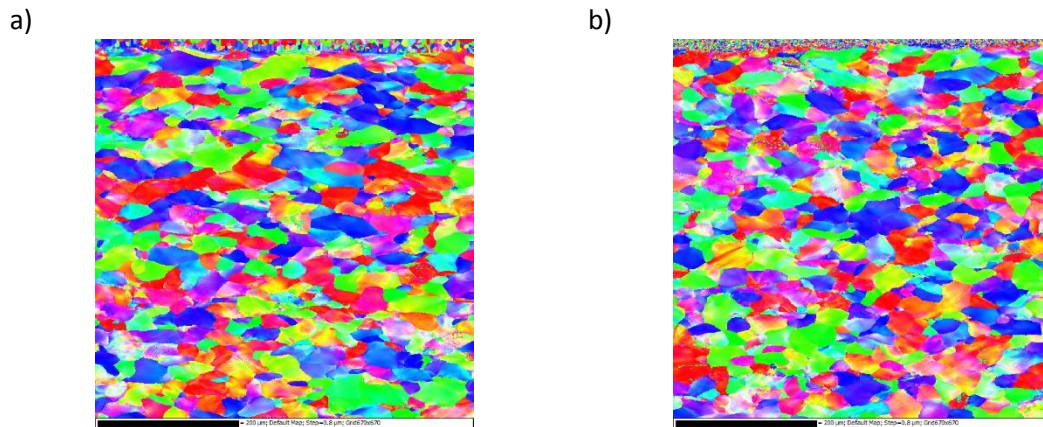
Zarówno w procesie walcowania nawrotnego jak i posobnego obserwowany jest gradient wielkości ziarna na przekroju wzdłużnym badanych próbek. W środkowej części pasma obserwowane jest struktura gruboziarnista, natomiast wraz ze zbliżaniem się do powierzchni wielkość ziarna stopniowo ulega zmniejszeniu. Struktura znajdująca się bliżej powierzchni styku metalu z walcami (na głębokości ok. 100 μm) charakteryzuje się wydłużonymi w kierunku walcowania ziarnami, natomiast w środkowej części odkształcanego materiału widoczna jest struktura z zachowanymi granicami ziarn pierwotnych. Efekt ten jest wyraźnie widoczny

w próbkach odkształcanych w sposób tradycyjny. Poprzez zastosowanie zmiany drogi odkształcenia w warstwach przypowierzchniowych stopień wydłużenia ziaren jest wyraźnie mniejszy. W tym przypadku obserwowana struktura charakteryzuje się większą liczbą ziaren równoosiowych, wewnątrz których obserwowano sploty dyslokacyjne tworzące strukturę komórkową. Średnia wielkość ziarna w środkowej części pasma dla obu schematów walcowania była zbliżona i wynosiła odpowiednio 11,5 μm oraz 10,4 μm dla próbki po procesie walcowania nawrotnego i posobnego. Rozkłady kątów dezorientacji wykonanych przy powierzchni oraz w środkowej części próbki (Rys. 8.19c, Rys. 8.20c) dla obu schematów odkształcenia są zbliżone. Widoczna niejednorodność struktury, charakteryzuje się zmniejszającym się odstępem pomiędzy granicami ziaren wysokiego kąta wraz ze zbliżaniem się do powierzchni zewnętrznej próbki. Prowadzi to do niejednorodnej struktury o dużej liczbie granic dyslokacyjnych.



Rys. 8.20 Wyniki analizy EBSD uzyskane po procesie walcowania posobnego prezentujące mapy rozkładu tekstury krystalograficznej -a) oraz granic ziarna niskiego i wysokiego kąta-b).

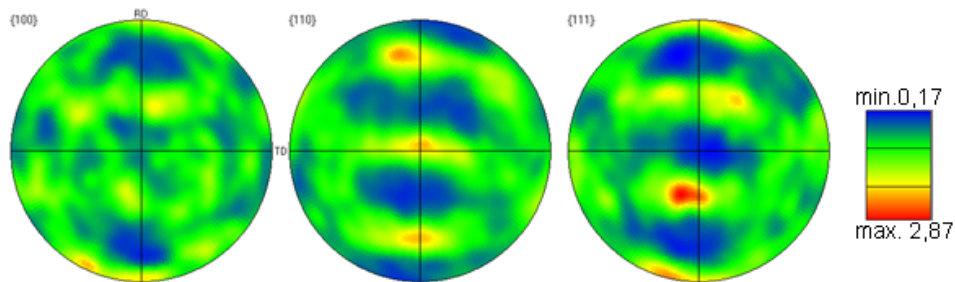
Uzyskane wyniki wskazują, że grubość warstwy powierzchniowej o największym rozdrobnieniu ziarna jest większa (wynosi około 19 μm) w przypadku próbek po procesie walcowania posobnego. Grubość warstwy o największym rozdrobnieniu uzyskanej podczas walcowania nawrotnego wynosiła ok. 14 μm . Warto również zauważyć, że poziom rozdrobnienia struktury warstw znajdujących się najbliżej powierzchni, był nieco większy w materiale poddanym procesowi walcowania nawrotnego, co przedstawia Rys. 8.21. Średnia wielkość ziarna warstw przypowierzchniowych wynosiła ok. 4 μm w przypadku zastosowania schematu walcowania nawrotnego oraz ok. 6,5 μm po procesie walcowania posobnego.



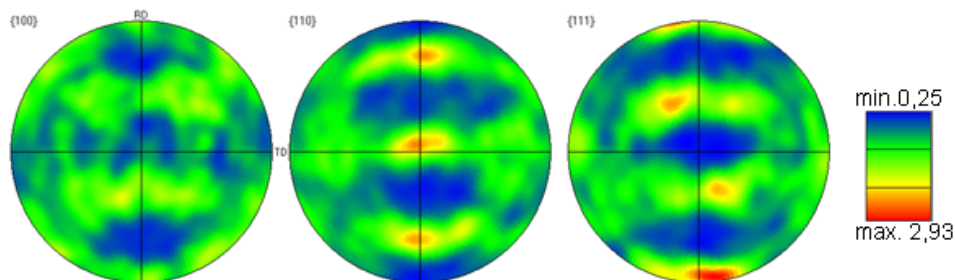
Rys. 8.21 Mikrostruktura warstwy powierzchniowej dla dwóch schematów walcowania: posobnego -a) oraz nawrotnego -b) uzyskana na podstawie analizy EBSD w postaci map rozkładu orientacji krystalograficznej.

Prezentowane mikrostruktury złożone z wydłużonych w kierunku walcowania ziarnami oraz częściowo zachowaną strukturą pierwotną granic ziarn wykazują zróżnicowane tendencje rotacji sieci krystalicznej (Rys. 8.22). W strukturze próbek po walcowaniu na zimno stwierdzono również zróżnicowania orientacji wewnątrz poszczególnych ziarn. Prezentowane figury biegunowe są charakterystyczne dla procesu walcowania materiałów o strukturze sieci krystalicznej A2. Obserwowane dla obu schematów odkształcenia figury biegunowe charakteryzują się niską intensywnością stekstrowania powierzchni co może być wynikiem występowania wydzielań, które podczas procesu stanowią przeszkodę dla swobodnego ruchu dyslokacji mobilnych oraz zastosowanej, stosunkowo niewielkiej, wartości odkształcenia. Dodatkowo, w przypadku materiału odkształcanego z zastosowaniem wymuszonej zmiany kierunku obserwowane są mniejsze wartości stekstrowania powierzchni.

a) Proces walcowania nawrotnego

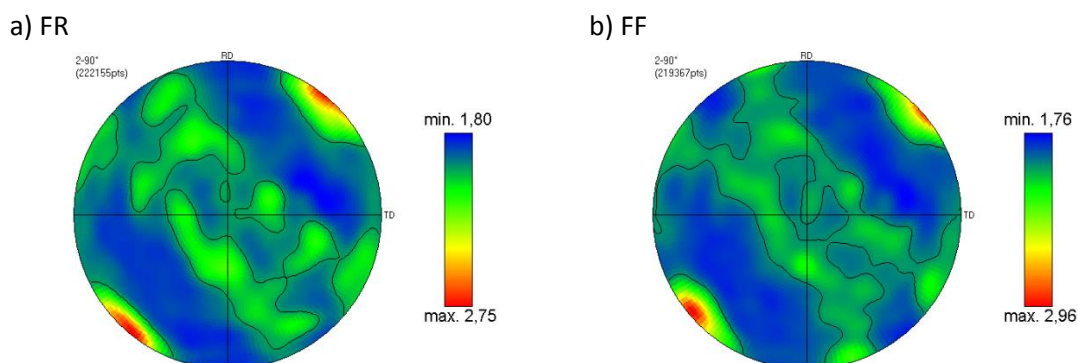


b) Proces walcowania posobnego



Rys. 8.22 Figury biegunowe odpowiadające mapie orientacji na Rys. 8.1a -a) oraz mapie orientacji na Rys. 8.2a -b).

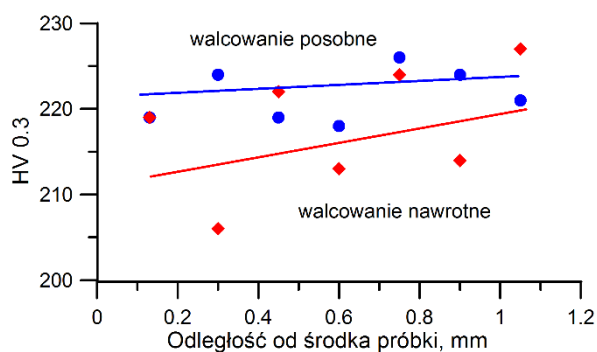
Dodatkowa analiza rozkładów osi obrotu przedstawiona w układzie osi próbki dla obu zastosowanych schematów odkształcania, pokazuje lokowanie się maksimum gęstości w kierunku 45° w stosunku do kierunku walcowania. Wielkość obrotu kryształów względem osi symetrii podobnie jak na Rys. 8.23 osiąga wyższe wartości w przypadku zastosowania schematu odkształcania bez zmiany drogi odkształcania.



Rys. 8.23 Zmiana osi obrotu kryształów podczas procesu walcowania nawrotnego -a) oraz posobnego -b).

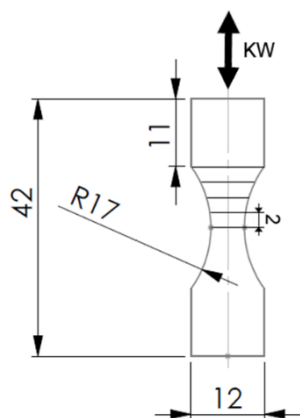
8.2.2. Badania własności mechanicznych materiału po procesie walcowania

W procesie walcowania występujący nierównomierny rozkład naprężenia w kotlinie walcowniczej wywołuje nierównomierny rozkład odkształcania. Analizując rozkłady gniotów w kotlinie walcowniczej dla przypowierzchniowych i środkowych warstw walcowanego pasma można stwierdzić duże różnice przebiegu procesu odkształcania. Niejednorodność na przekroju odkształcanego pasma potwierdzają wcześniej prezentowane badania mikrostrukturalne. Wykonane pomiary twardości metodą Vickersa na przekroju poprzecznym materiału również wskazują na niejednorodność umocnienia dla obu analizowanych schematów odkształcania. Efektem zastosowania zmiennej drogi odkształcania są niższe wartości twardości w porównaniu z walcowaniem tradycyjnym oraz znaczne zwiększenie niejednorodności własności na przekroju walcowanego pasma (Rys. 8.24).



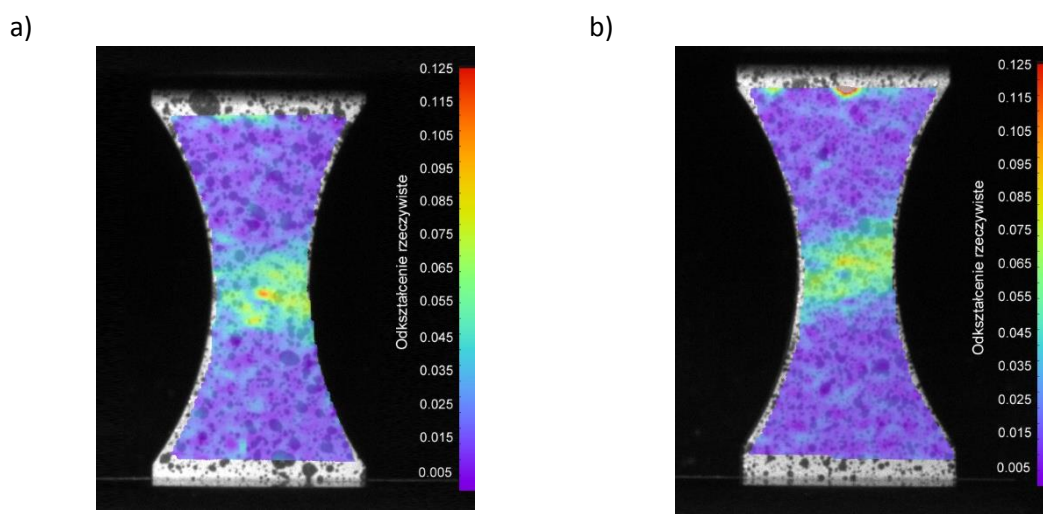
Rys. 8.24 Pomiary twardości metodą Vickersa wykonane dla analizowanych schematów odkształcania.

Podczas dalszych badań własności mechanicznych z płaskowników otrzymanych z prób walcowania, zostały wycięte próbki, w których baza pomiarowa miała kształt łuku (Rys. 8.25). Na bazie pomiarowej zostały wyznaczone linie zgodnie z Rys. 8.25 na których w dalszej części badań wykonane zostały pomiary twardości metoda Vickersa. Rozciąganie próbek przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 4502 wraz z dodatkowymi pomiarami wykonanymi za pomocą systemu DIC Q400. Proces rozciągania prowadzono zgodnie z kierunkiem walcowania (KW) do osiągnięcia maksymalnej siły. Na podstawie analizy DIC wyznaczone zostały wielkości odkształcania na każdej z wcześniej naniesionych linii.



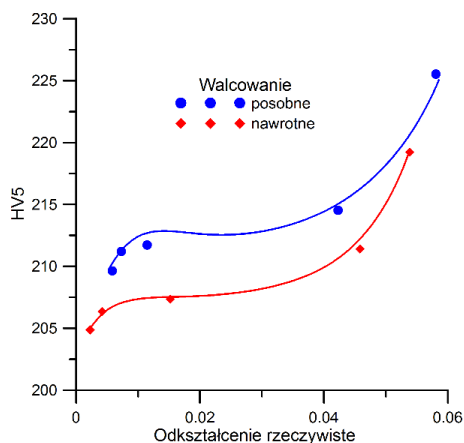
Rys. 8.25 Geometria próbek zastosowanych podczas próby jednoosiowego rozciągania materiałów po procesie walcowania.

Rozkłady wielkości odkształcenia rzeczywistego zostały przedstawiona na Rys. 8.26. W próbce po procesie walcowania posobnego w środkowej części bazy pomiarowej można jasno zaobserwować miejscową lokalizację odkształcenia, natomiast w próbce po procesie walcowania nawrotnego obszar ten jest znacznie bardziej jednorodny. Dodatkowo zakres obszaru lokowania się odkształcenia jest większy w próbce po procesie walcowania posobnego co może być wynikiem mniejszego rozdrobnienia struktury w warstwach przypowierzchniowych.



Rys. 8.26 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia rzeczywistego z analizy DIC rozciąganych próbek po procesie walcowania posobnego – a) oraz nawrotnego -b).

Wyznaczone na podstawie analizy DIC wielkości odkształcenia rzeczywistego w miejscach wykonanych pomiarów twardości posłużyły do zbudowania krzywych zależności twardości w funkcji odkształcenia rzeczywistego (Rys. 8.27). Twardość materiału poddanego procesowi walcowania nawrotnego jest nieznacznie niższa niż w przypadku podejścia tradycyjnego.



Rys. 8.27 Zmiana twardości mierzona metodą Vickersa od górnej do środkowej części próbki dla obu analizowanych schematów odkształcenia.

Na podstawie pomiarów twardości została wyznaczona wytrzymałość na rozciąganie oraz granica plastyczności na każdej z linii oznaczonych na próbce. W tym celu zastosowano równania opisywane w [142] określające odpowiednio zależność twardości Vickersa od wytrzymałości na rozciąganie (8.4) oraz granicy plastyczności (8.5):

$$R_m = 2.5H_V + 100 \quad (8.4)$$

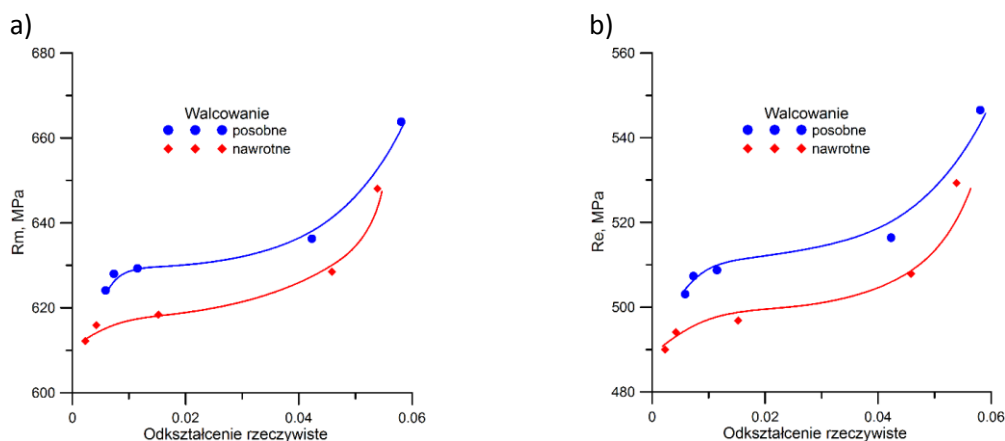
$$R_e = 2.736H_V - 70.5 \quad (8.5)$$

gdzie:

R_m – wytrzymałość na rozciąganie

R_e – granicę plastyczności

H_V – twardość materiału w stali Vickersa



Rys. 8.28 Zmiana wytrzymałości na rozciąganie -a) oraz granicy plastyczności -b) wyznaczana na podstawie pomiarów twardości oraz analizy DIC.

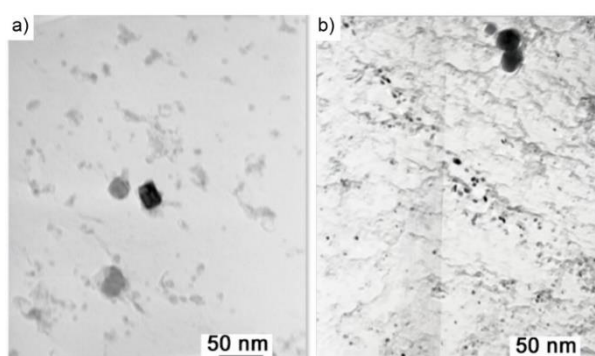
Rys. 8.28 prezentuje wyniki obliczeń z wykorzystaniem analizy DIC oraz pomiarów twardości. Podobnie jak przedstawiono wcześniej (Rys. 8.24 i Rys. 8.27), pasmo poddane procesowi walcowania nawrotnego wykazuje niższe własności wytrzymałościowe w porównaniu z podejściem tradycyjnym. Efekt ten wynika z zastosowania zmiany kierunku odkształcenia i związanym z nim efektem Bauschingera, który powoduje obniżenie granicy plastyczności podczas zmiany kierunku działania obciążenia. Różnice wartości w przypadku prezentowanych wyników

nie są duże, ze względu na niewielką wielkość odkształcenia zastosowaną podczas procesu walcowania.

8.3. Własności i struktura materiałów po złożonym procesie wytwarzania

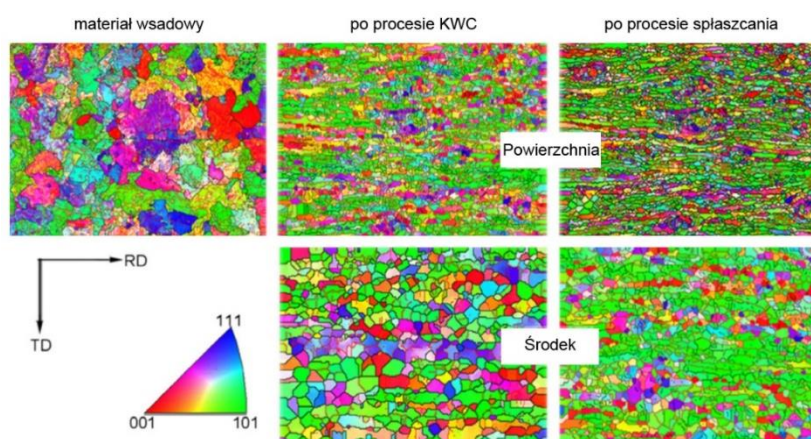
8.3.1. Analiza mikrostrukturalna

Próbki otrzymane z procesu połączonego procesu Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia KWC, ciągnięcia liniowego oraz spłaszczania drutu poddano analizie mikrostrukturalnej. Wykonano zgłady metalograficzne w dwóch płaszczyznach, prostopadłej oraz równoległej do kierunku płynięcia materiału. Mikrostruktura materiału wsadowego została przedstawiona w **Rozdziale 7.3**, średnia wielkość ziarna stali Y wynosiła 15 μm , natomiast dla stopu modelowego Fe30%Ni-Nb 40 μm . Na Rys. 8.29 przedstawione zostały trzy typy wydzielań: węgiel tytanu TiC, oraz indukowane odkształceniem węgliki niobu Nb(C,N), (Ti,Nb)CN zaobserwowane się w materiałach wsadowych.



Rys. 8.29 Wydzielenia znajdujące się w stali Y-a) oraz w modelowym stopie Fe30%Ni-Nb-b) [136].

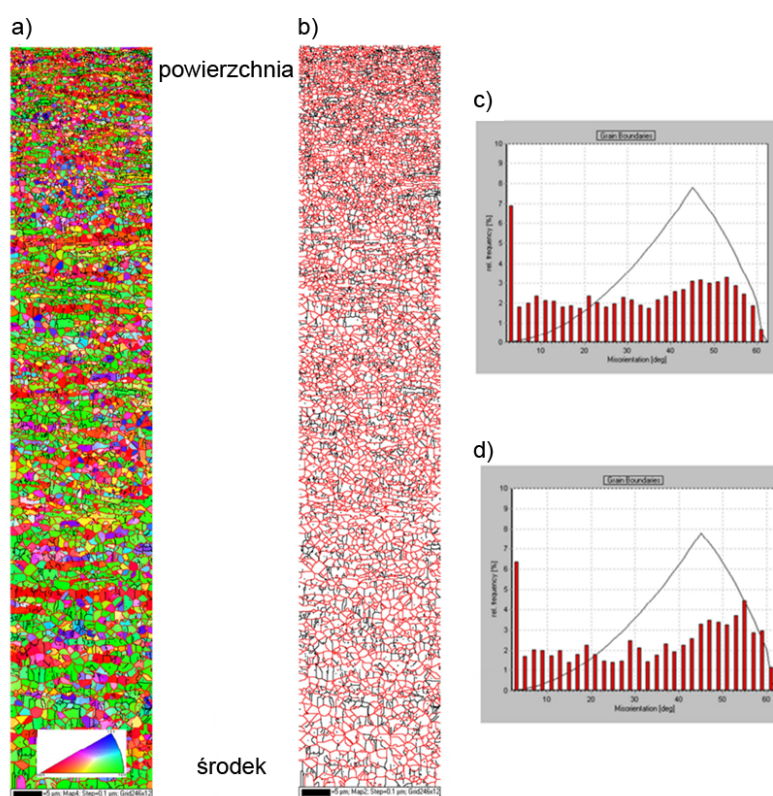
Mapy rozkładu orientacji krystalograficznej uzyskane z analizy EBSD wykonane dla stali Y na przekroju poprzecznym próbek po procesie spłaszczania jasno pokazują dużą niejednorodność wielkości ziarna. Przy powierzchni obserwowane jest bardzo duże rozdrobnienie, natomiast wraz ze zbliżaniem się do rdzenia próbki wielkość ziarna znacznie wzrasta (Rys. 8.30, Rys. 8.31). Średnia wielkość ziarna w rdzeniu próbki wynosiła ok. 1.2 μm natomiast przy powierzchni 0.1 μm .



Rys. 8.30 Rozwój mikrostruktury po różnych etapach procesu odkształcenia na przykładzie stali Y [143].

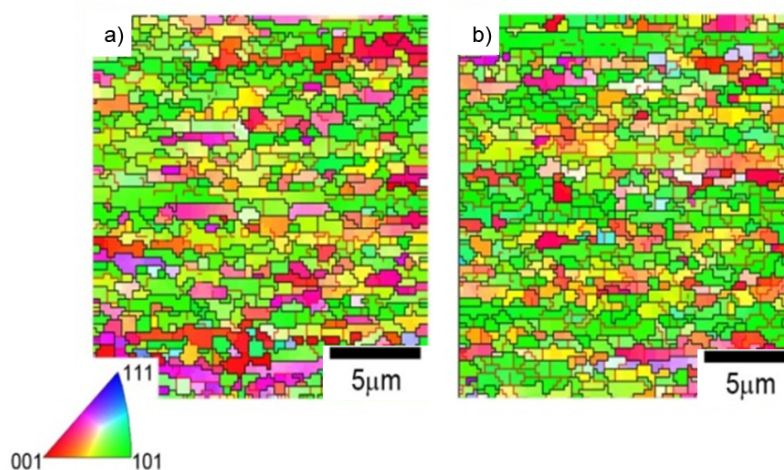
Kształt ziaren po procesie KWC uległ zmianie w porównaniu do mikrostruktury materiału wsadowego. Ziarna mają wydłużony kształt zwłaszcza w obszarach blisko powierzchni próbki. Dodatkowo, rozkłady kątów dezorientacji (Rys. 8.31c i d) wykonany przy powierzchni oraz

w środkowej części próbki jest zbliżony, jednak odstęp między granicami wysokiego kąta zmniejsza się znacząco wraz ze zmniejszeniem odległości od powierzchni prowadząc do niejednorodnej struktury płytkowej, charakteryzującej się dużą liczbą granic dyslokacyjnych oraz dyspersyjnymi wtrąceniami. Innym zauważalnym zjawiskiem w odkształconych próbkach jest obserwowane rozdrobnienie kolonii perlitu, które bezpośrednio wpływa na zwiększenie ciągliwości i zmniejszenie wytrzymałości badanego materiału. Jednak w przypadku prezentowanego podejścia utrata własności wytrzymałościowych jest skutecznie ograniczona dzięki obecności innych źródeł umocnienia, które są charakterystyczne dla stali mikrostopowych tj. mechanizm umocnienia wydzieleniowego i roztworowego, a także umocnienie materiału pochodzące od granic ziaren.



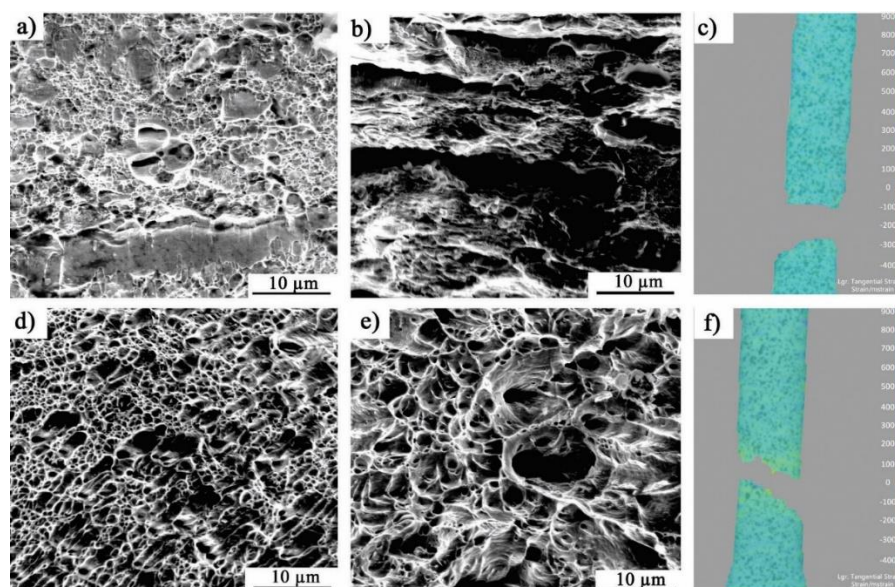
Rys. 8.31 Wyniki analizy EBSD pokazujące mapy rozkładu tekstury krystalograficznej -a) i granic ziaren -b) na przekroju poprzecznym stali Y uzyskanych po ostatnim etapie spłaszczenia drutu oraz histogramy rozmieszczenia granic ziaren w obszarach blisko powierzchni -c) i środka -d) zdeformowanego materiału [135].

W przypadku drugiego analizowanego materiału (Fe30%Ni-Nb) o niskiej EBU sytuacja wygląda zupełnie inaczej. Wynika to z faktu, że badany materiał o strukturze austenicznej w temperaturze pokojowej znajduje się w stanie nierównowagi (poprzez wywołane odkształceniem przekształcenie martenzytu w austenit), a jego głównym mechanizmem odkształcenia jest bliźniakowanie (przynajmniej w dwóch pierwszych etapach odkształcenia obejmujących proces KWC i ciągnięcia liniowego). Prowadzi to do większej jednorodności mikrostruktury na przekroju poprzecznym po procesie odkształcenia (Rys. 8.32) w porównaniu ze stalą Y. W stali o strukturze austenicznej średnia wielkość ziarna w obszarach położonych w pobliżu powierzchni wynosiła 365 nm, natomiast w środkowej części próbki wynosiła 389 nm. Podobnie jak w przypadku stali Y mikrostruktura stopu modelowego Fe30%Ni-Nb wykazuje wyraźną strukturę płytkową po procesie spłaszczenia. Dodatkowo, niska EBU oraz znaczne rozdrobnienie struktury w pierwszych etapach procesu powoduje opóźnienie mechanizmu bliźniakowania.



Rys. 8.32 Wyniki analizy EBSD pokazujące mapy rozkładu tekstury krystalograficznej Fe30%Ni-Nb po ostatnim etapie procesu w środkowej części próbki -a) oraz przy powierzchni próbki -b) [136].

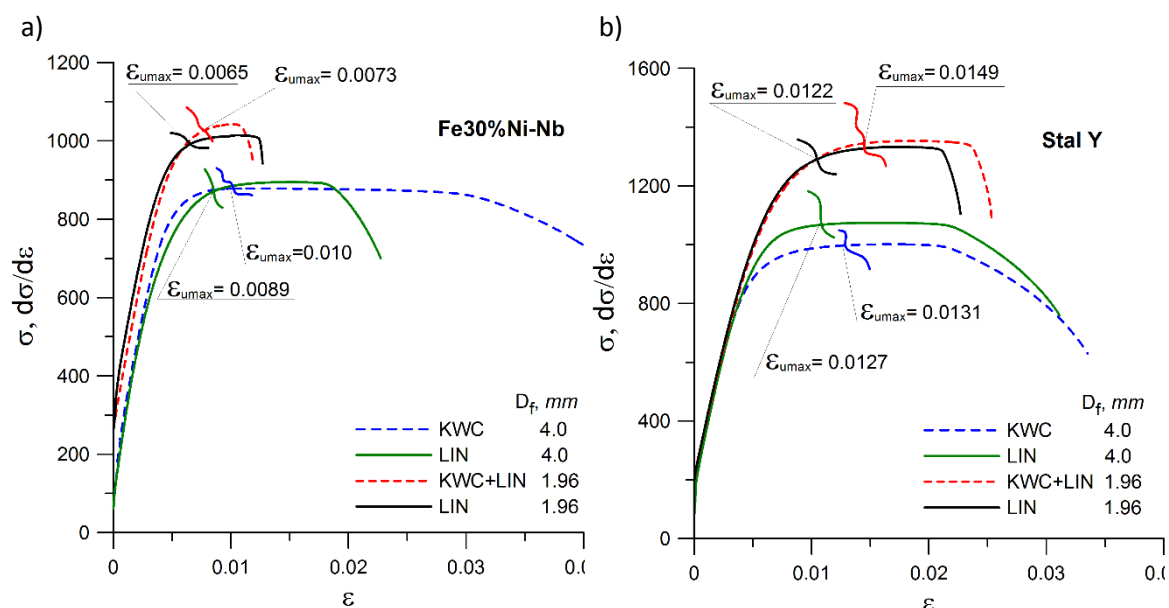
W przypadku obu analizowanych materiałów, zastosowana złożona historia odkształcenia oraz właściwa kontrola niejednorodności mikrostruktury powoduje poprawę zarówno wytrzymałości, jak i ciągliwości co zostało pokazane na Rys. 8.34. W przypadku struktury ferrytycznej zaobserwowano większe rozdrobnienia ziarna przy powierzchni (Rys. 8.33a) niż w środkowej części próbki (Rys. 8.33b). Dodatkową zaletą, w przypadku struktury ferrytycznej jest zwiększone odporność zmęczeniowa jako efekt występowania dużej liczby granic ziaren utrudniających inicjację pęknięć. Wyniki uzyskane przy pomocy systemu DIC Q400 wykazały, że w próbach rozciągania w stali o strukturze austenitycznej obserwowana jest lepsza ciągliwość niż w przypadku stali Y (Rys. 8.33c, f), co bezpośrednio związane jest z różnym zasięgiem rozwoju mikrostruktury tych materiałów (Rys. 8.33).



Rys. 8.33 Struktura przełomów po próbie jednoosiowego rozciągania próbek po procesie spłaszczenia dla stali Y -a), b) i Fe30%Ni-Nb -d), e) (odpowiednio przy powierzchni oraz w środku próbki oraz widok przełomów zarejestrowany przy pomocy systemu DIC Q400 [143].

8.3.2. Własności mechaniczne materiałów po złożonym procesie wytwarzania

Wpływ zastosowania złożonej historii odkształcenia na własności mechaniczne przerabianych plastycznie materiałów został przeanalizowany porównując wyniki wykonanych badań z podejściem tradycyjnym (ciągnięciem liniowym). Własności mechaniczne wyrobów ciągnionych określone zostały na podstawie próby jednoosiowego rozciągania na próbkach po każdym etapie procesu. Rys. 8.34. prezentuje porównanie krzywych płynięcia obu materiałów uzyskanych po procesie Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia z tradycyjnym procesem ciągnięcia liniowego. W przypadku Fe30%Ni-Nb (Rys. 8.34a) po procesie KWC w drutach o średnicy 4,0 mm można zaobserwować znaczny wzrost własności plastycznych. Kolejny etap procesu prowadzi do wzrostu własności wytrzymałościowych kosztem wydłużenia. W przypadku stali Y (Rys. 8.34b), której sieć krystaliczna różni się od Fe30%Ni-Nb, można zaobserwować wyższe wartości własności wytrzymałościowe oraz mniejszą różnicę w poziomie własności plastycznych w kolejnych etapach procesu. Trudność oceny własności plastycznych w materiałach wykazujących relatywnie małe wartości wydłużenia w próbie jednoosiowego rozciągania były powodem zastosowania tzw. Kryterium Considère. Kryterium to mówi, że maksymalna wartość wydłużenia równomiernego odpowiada momentowi utraty stateczności plastycznej rozciąganego materiału. Odkształcenie równomierne występuje do chwili, gdy wartość rzeczywistego naprężenia jest niższa od wartości wskaźnika umocnienia definiowanego jako $d\sigma/d\varepsilon$. Na przedstawionych (Rys. 8.34) krzywych płynięcia dla obu analizowanych materiałów, wyraźnie widać, że wartość maksymalnego odkształcenia równomiernego może być kontrolowana przez zastosowaną drogę odkształcenia. W przypadku stopu modelowego Fe30%Ni-Nb wartość maksymalnego odkształcenia równomiernego uzyskanego w próbie jednoosiowego rozciągania dla próbek po procesie KWC jest ok. 11% wyższa niż w przypadku próbek po ciągnięciu tradycyjnym. Wzrost własności plastycznych ciągnionego materiału spowodowany jest zmianą historii odkształcenia podczas procesu. Charakterystyczną cechą materiału po procesie KWC jest niejednorodny rozkład energii odkształcenia zmagazynowanej w postaci podstruktury dyslokacyjnej. Silniejsza akumulacja obserwowana jest w warstwach przypowierzchniowych, które ze względu na specyfikę procesu ciągnięcia jest znacznie bardziej odkształcona. Własności otrzymane dla stali Y wykazują inny charakter rozkładu niż Fe30%Ni-Nb. Różnica wartości maksymalnego odkształcenia równomiernego w przypadku pierwszego etapu procesu (proces KWC do $d_k=4$ mm) wynosiła ok. 4%, natomiast po drugim etapie procesu (proces KWC połączony z ciągnięciem liniowym do $d_k=1.96$ mm) różnica wynosiła ok. 18% pomiędzy próbkami po połączonym procesie KWC i ciągnięcia liniowego oraz ciągnięciu tradycyjnym.



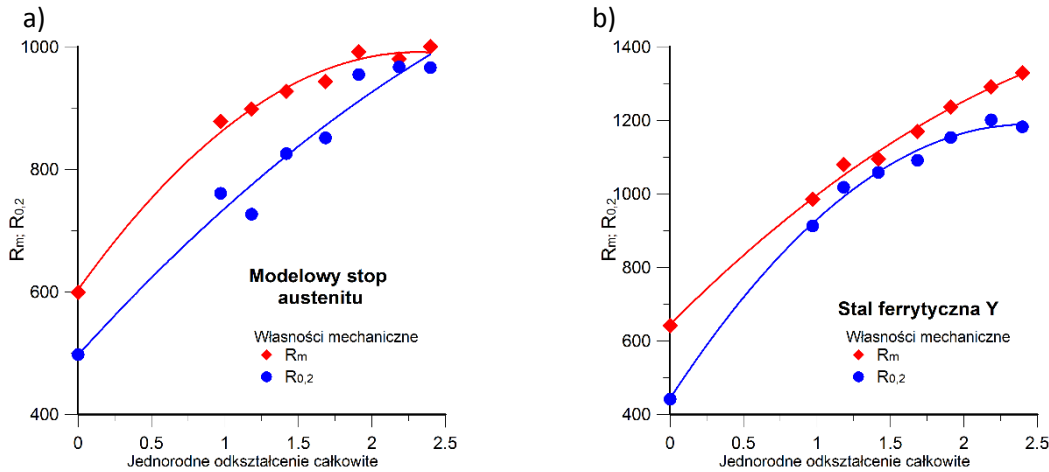
Rys. 8.34 Krzywe płynięcia z wyznaczonymi wartościami kryterium Considère uzyskane z próby jednoosiowego rozciągania drutów po różnej historii odkształcenia dla stopu Fe30%Ni-Nb-a) oraz stali Y-b) [30].

Zmiana własności mechanicznych w kolejnych etapach ciągnięcia od średnicy drutu 6.5 mm do 1.96 mm została przedstawiona w Tablica 8.2 oraz na Rys. 8.35. W przypadku stali o strukturze krystalicznej A2 obserwowany jest spadek własności plastycznych wraz z wzrastającym odkształceniem, natomiast w przypadku drugiego materiału obserwowany spadek jest znacznie mniejszy zwłaszcza biorąc pod uwagę przewężenie procentowe podczas rozciągania. Stop modelowy o strukturze austenicznej wraz ze wzrostem odkształcenia zakumulowanego wykazuje wzrost granicy plastyczności, której wartość dla średnicy drutu 1.96 mm jest niższa od wartości wytrzymałości na rozciąganie jedynie o 44 MPa. Porównując otrzymane własności z procesem ciągnięcia tradycyjnego można zauważyć, że zastosowana zmiana drogi odkształcenia (w procesie KWC) w większym stopniu ma wpływ na stop modelowy Fe30%Ni-Nb. Wynika to z faktu, że w stalach o strukturze ferrytycznej tworzenie się struktury komórkowej jest stosunkowo łatwe [3].

Tablica 8.2 Własności mechaniczne badanych materiałów uzyskane w próbie jednoosiowego rozciągania.

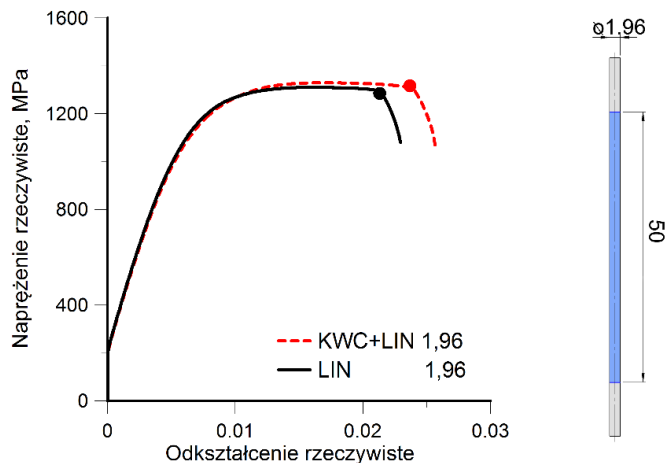
	Średnica, drutu, mm	R_m , MPa	R_e , MPa	R_e / R_m , %	A_{50} , %	Z, %
Fe30%Ni-Nb	6.5	599	497	83	30.8	72
	4.0	878	760	87	4.7	58
	3.6	898	726	81	2	50
	3.2	927	852	89	2.4	59
	2.8	943	851	90	2.1	48
	2.5	992	954	96	1.1	31
	2.18	980	967	99	0.3	56
	1.96	1000	956	97	1	50
Y	6.5	641	441	69	14.6	69
	4.0	985	912	92	3.2	54
	3.6	1080	1017	94	2.4	41
	3.2	1095	1058	97	2.3	45

2.8	1169	1091	94	2.3	47
2.5	1236	1153	93	1.8	38
2.18	1291	1201	93	2.0	32
1.96	1329	1182	89	2.1	33



Rys. 8.35 Zmiana własności mechanicznych w funkcji odkształcenia zakumulowanego dla stopu Fe30%Ni-Nb-a) oraz stali Y-b) [143].

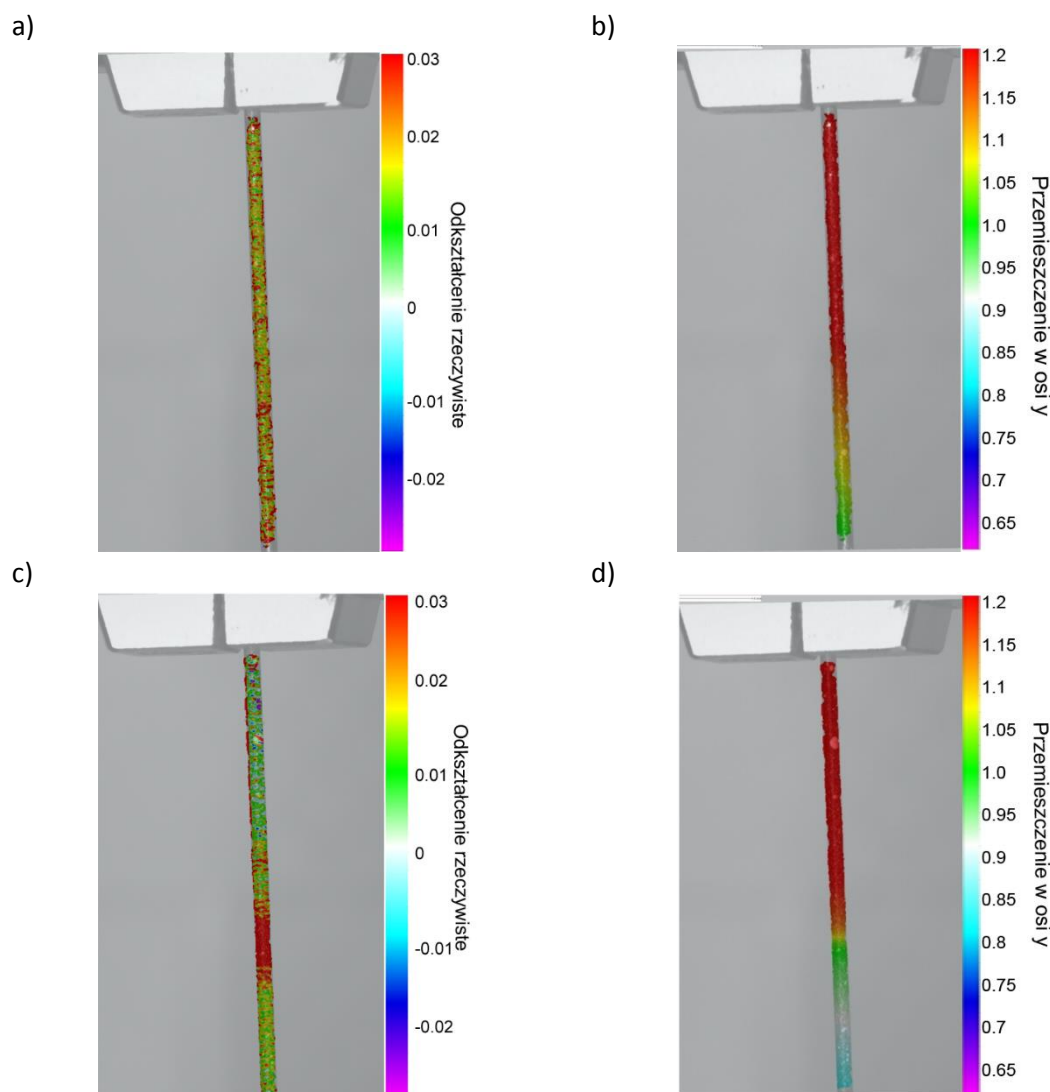
Dodatkowo dla stali Y podczas próby jednoosiowego rozciągania została przeprowadzona analiza przy pomocy systemu DIC Q400. Krzywe naprężenie- odkształcenie uzyskane podczas próby rozciągania połączonej z analizą DIC dla próbek o średnicy 1.96 mm zostały przedstawione na Rys. 8.36, natomiast wyniki cyfrowej korelacji obrazu na Rys. 8.37. W celach porównawczych próbie poddane zostały próbki połączonym procesie KWC i ciągnięcia liniowego oraz po procesie ciągnięcia tradycyjnego.



Rys. 8.36 Krzywe naprężenie rzeczywiste- odkształcenie rzeczywiste oraz geometria zastosowanej próbki podczas próby jednoosiowego rozciągania połączonej z analizą DIC.

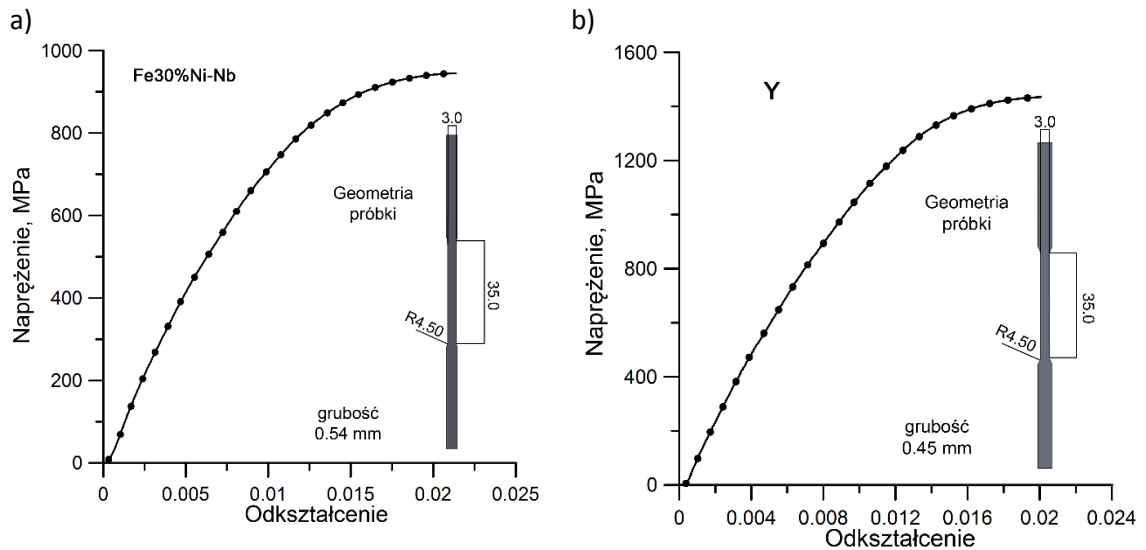
Rys. 8.37b i d przedstawia przemieszczenie w kierunku osi y zarejestrowane podczas próby jednoosiowego rozciągania zaraz przed powstaniem wyraźnej szyjki. W przypadku obu próbek rozkład przemieszczeń jest bardzo zbliżony. Natomiast, o ile poziom maksymalnego odkształcenia rzeczywistego otrzymany z systemu DIC był zbliżony dla obu próbek to rozkład znacznie się różni (Rys. 8.37a i c). Próbka po procesie ciągnięcia tradycyjnego wykazuje dużą lokalizację odkształcenia w centralnej części próbki. Wynika to z występowania większego zakresu

odkształceń przewężeniowych w stosunku do zakresu odkształceń równomiernych. Próbkę po połączonym procesie KWC oraz ciągnięcia liniowego nie wykazywały dużej lokalizacji odkształcenia podczas jednoosiowego rozciągania. W tym przypadku zakres odkształceń równomiernych był znacznie większy niż w przypadku pierwszym. Druty ciągnięte metodą KWC wykazywały również większy zapas plastyczności w porównaniu z metodą tradycyjną.



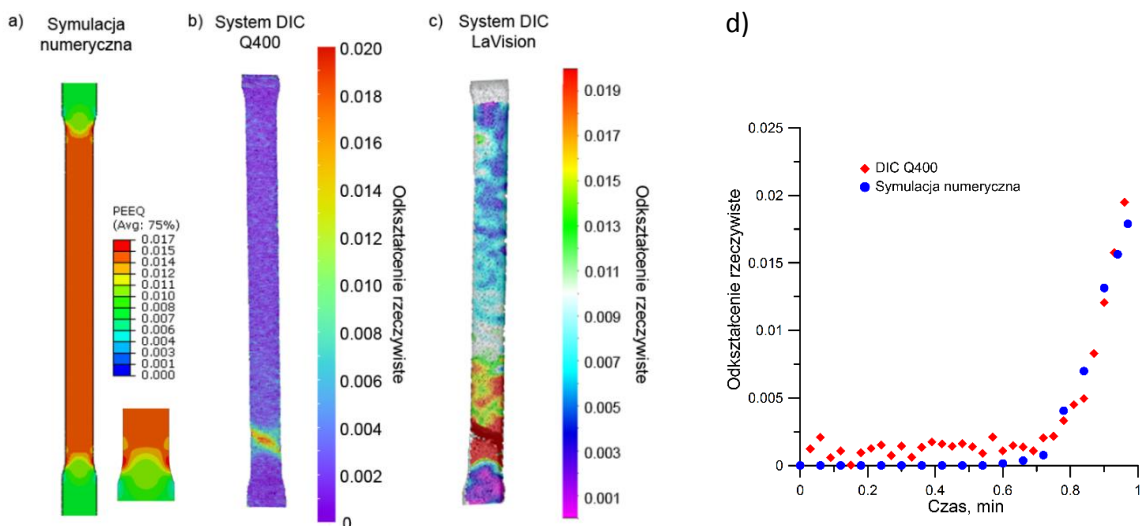
Rys. 8.37 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia rzeczywistego oraz przemieszczenia wykonane przy pomocy systemu DIC Q400 podczas próby jednoosiowego rozciągania drutu ze stali Y o średnicy 1.96 mm po połączonym procesie KWC i ciągnięcia liniowego -a), c) oraz po ciągnięciu tradycyjnym -b), d).

Bardziej szczegółową analizę połączoną z cyfrową korelacją obrazu wykonano na próbkach po ostatnim etapie procesu- procesie trzyetapowego spłaszczania drutu. Krzywe płynięcia uzyskane z próby rozciągania cienkich taśm po procesie spłaszczania zostały przedstawione na Rys. 8.38. Pomimo zastosowania takiego samego schematu odkształcania grubości taśm obu materiałów znacznie się od siebie różnią i wynoszą odpowiednio 0.54 mm stop Fe30%Ni-Nb i 0.45 mm stal Y. Różnica grubości otrzymanych jako wyrób końcowy taśm wynika z różnych mechanizmów odkształcenia występujących w badanych stalach mikrostopowych.



Rys. 8.38 Krzywe płynięcia po ostatnim etapie procesu- procesie spłaszczenia uzyskane dla Fe30%Ni-Nb -a) oraz stali Y -b).

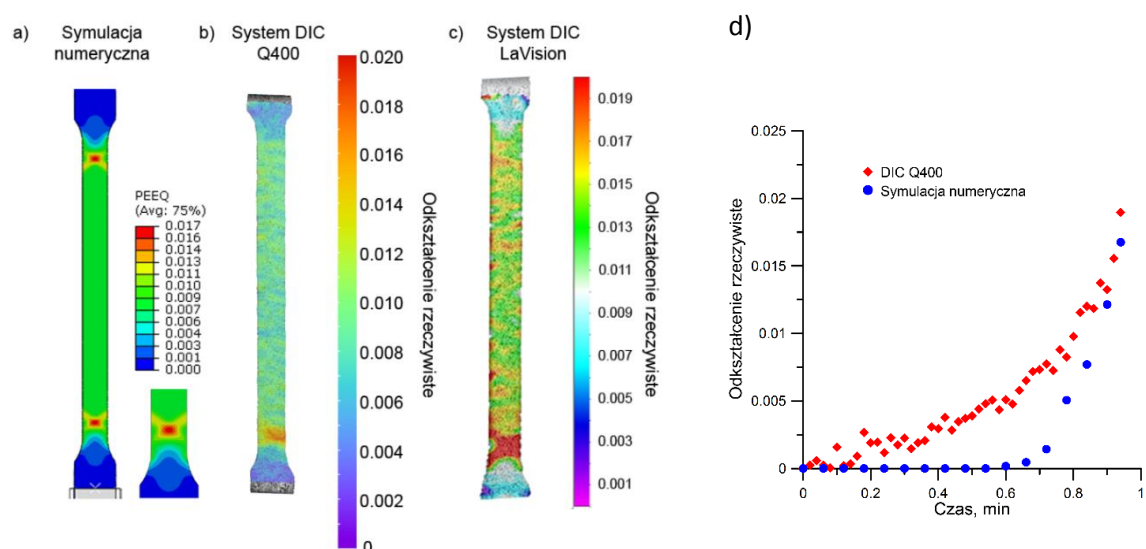
Badania zostały wykonane dla obu rozpatrywanych materiałów przy zastosowaniu dwóch systemów DIC opisywanych w **Rozdziale 7.2**. Dodatkowo wyniki otrzymane z badań doświadczalnych zostały porównane z symulacją numeryczną. Rezultaty obliczeń dla stali o strukturze austenicznej przedstawione zostały na Rys. 8.39. Mapy rozkładu z obu systemów DIC pokazują wyraźną lokalizację odkształcenia w dolnej części próbki. Poziom wielkości odkształcenia uzyskany w symulacji numerycznej jest zbliżony do badań doświadczalnych, jednak nie występuje lokalizacja odkształceń. Wykres zmiany odkształcenia rzeczywistego w czasie (Rys. 8.39d) wykonany został dla miejsca, w którym nastąpiło zerwanie próbki. Podczas badania zaraz po zakończeniu zakresu odkształcenia równomiernego wystąpiło niewielkie przewężenie próbki, a następnie pęknięcie materiału.



Rys. 8.39 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia na próbkach po ostatnim etapie połączonego procesu KWC, ciągnięciu liniowym oraz spłaszczeniu wykonane przy pomocy symulacji numerycznej -a) i dwóch systemów DIC b), c) oraz zmiana wielkości odkształcenia w czasie wyznaczona w miejscu zerwania dla stopu modelowego Fe30%Ni-Nb [144].

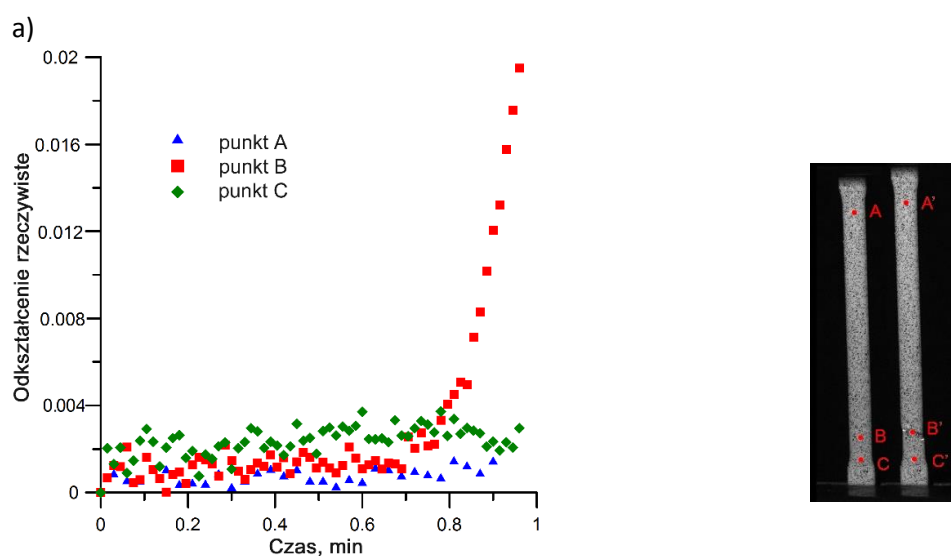
W przypadku stali o strukturze ferrytycznej lokalizacja odkształcenia również występowała w dolnej części próbki (Rys. 8.40). W tym przypadku charakter krzywej zmiany wielkości

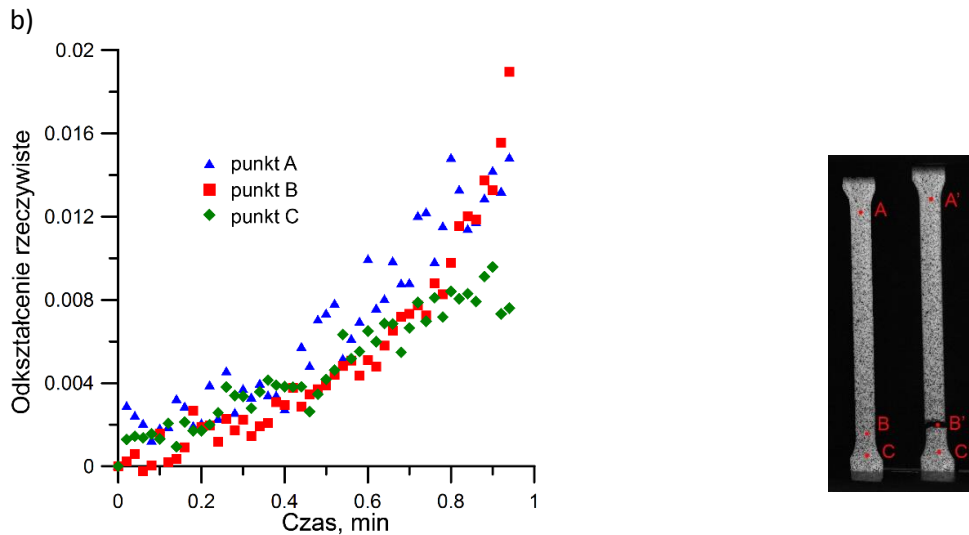
odkształcenia rzeczywistego w czasie wykazuje duże różnice w porównaniu do Rys. 8.39d. Można zaobserwować wzrost odkształcenia już w początkowej fazie próby. Podczas badania, podobnie jak w poprzednim przypadku zerwanie materiału nastąpiło bez wyraźnego pojawienia się przewężenia.



Rys. 8.40 Mapy rozkładu wielkości odkształcenia na próbkach po ostatnim etapie połączonego procesu KWC, ciągnięciu liniowym oraz spłaszczeniu wykonane przy pomocy symulacji numerycznej -a) i dwóch systemów DIC b), c) oraz zmiana wielkości odkształcenia w czasie w punkcie zerwania materiału dla stali Y [144].

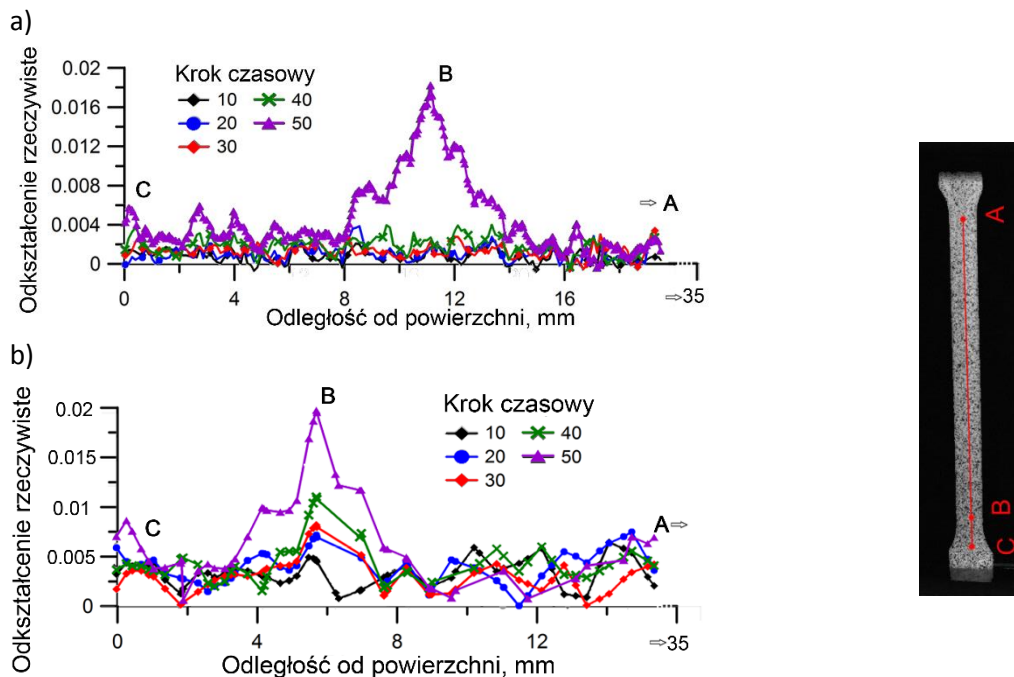
Wykonana została również analiza zmiany wielkości odkształcenia dla trzech punktów charakterystycznych znajdujących się na próbce (Rys. 8.41). W przypadku Fe30%Ni-Nb w początkowej fazie próby wielkość odkształcenia we wszystkich punktach była porównywalna i wynosiła ok. 0.002 dopiero w końcowej fazie, tuż przed zerwaniem próbki, widoczna jest lokalizacja odkształcenia. Stal Y w trakcie procesu odkształcania wykazywała bardziej równomierny rozkład odkształcenia w trzech rozpatrywanych punktach, a zerwanie próbki nastąpiło bez wyraźnego przewężenia w końcowej fazie rozciągania.





Rys. 8.41 Zmiana wielkości odkształcenia w punktach A, B i C Fe30%Ni-Nb -a) oraz Y -b) [144].

Wyniki pomiarów wykonanych wzdłuż linii łączącej punkty (A-C) (Rys. 8.42), potwierdzają występowanie znacznie większego zakresu odkształceń równomiernych w materiale o strukturze austenicznej w porównaniu do materiału o strukturze ferrytycznej. Bardziej równomierny rozkład wielkości odkształcenia można zaobserwować w próbkach ze stali Y. Tak różny charakter odkształcania wynika z różnej struktury krystalicznej badanych materiałów.



Rys. 8.42 Zmiana wielkości odkształcenia w wybranych krokach czasowych cyfrowej korelacji wzdłuż linii przechodzącej przez analizowane punkty Fe30%Ni-Nb -a) oraz Y -b) [144].

Porównując otrzymane wyniki badań można zauważyć, że mimo zastosowania takiego samego schematu odkształcania własności mechaniczne badanych materiałów wykazują znaczne różnice. Istotny wpływ w tym przypadku ma różnica w strukturze krystalicznej. Jak już wspomniano, w strukturze stali Y występują kolonie perlitu, które w niniejszej pracy przyjmowane są jako druga faza. Materiał po procesie Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia charakteryzuje się dużą niejednorodnością odkształcenia. W przypadku materiałów wielofazowych odkształcanych w ten

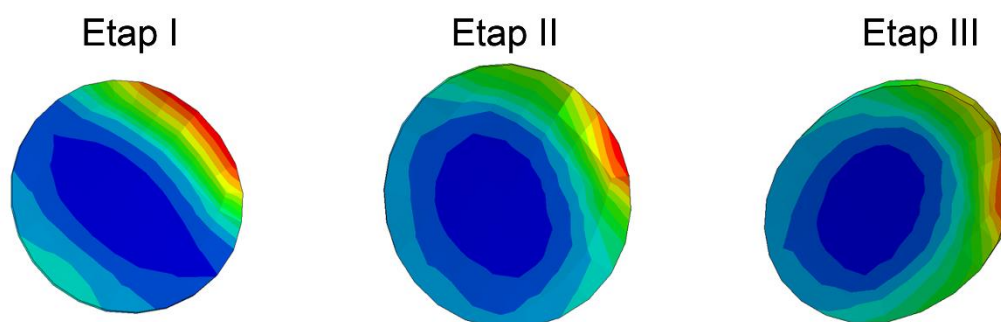
sposób szczególną rolę odgrywają dyslokacje geometrycznie niezbędne, których zadaniem jest kompensacja różnic pomiędzy fazami materiału. Poziom umocnienia wydzieleniowego wynikającego z obecności mikrodotadku stopowego w postaci niobu jest wyższy w stali o strukturze austenitycznej. Wynika to ze składu chemicznego badanych materiałów.

Zastosowanie prezentowanego układu odkształcenia w urządzeniu KWC miało na celu wywołanie zmiany drogi odkształcenia podczas procesu ciągnięcia. Zjawiska związane ze złożoną historią odkształcenia w znacznym stopniu wpływają na zróżnicowanie wielkości umocnienia na przekroju poprzecznym ciągniętego drutu. Dodatkowo porównanie procesu z zastosowaną zmianą drogi odkształcenia z podejściem tradycyjnym pozwoliło na zidentyfikowanie wyraźnych różnic w mikrostrukturze oraz własnościach materiałów. Dla obu analizowanych materiałów maksymalna wartość odkształcenia równomiernego oraz odkształcenia całkowitego wyznaczona z próby jednoosiowego rozciągania były wyraźnie wyższe dla drutów ciągniętych z wykorzystaniem metody KWC. Natomiast własności wytrzymałościowe dla obu materiałów uzyskane z różnych schematów odkształcenia są porównywalne. Sugeruje to stwierdzenie, że zastosowanie metody Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia poprawia głównie własności plastyczne przerabianego materiału bez utraty jego własności wytrzymałościowych w stosunku do procesu ciągnięcia liniowego. Główny wpływ na końcowe własności wyrobu w procesie KWC prowadzonym w temperaturze pokojowej ma kontrolowana zmiana drogi odkształcenia.

Niejednorodność odkształcenia plastycznego

Charakterystyczną cechą wyrobów ciągniętych jest znaczna niejednorodność odkształcenia wynikająca ze specyfiki płynięcia materiału. Zróżnicowany rozkład odkształcenia przyczynia się do powstania niejednorodności w mikrostrukturze wyrobu ciągniętego a w efekcie do nierównomiernego rozkładu własności na przekroju poprzecznym drutu. Takie zachowanie się materiału jest wynikiem lokalizacji odkształcenia, która powoduje zróżnicowanie w umocnieniu odkształceniowym na przekroju poprzecznym. Wśród czynników procesowych historia odkształcenia, a zwłaszcza zmiana drogi odkształcenia jest szczególnie interesująca, że względu na możliwość sterowania parametrami procesowymi tworząc materiał o bardzo korzystnej kombinacji własności.

Analiza otrzymanych wyników mikrostrukturalnych, jasno wskazuje na znaczną niejednorodność na przekroju poprzecznym wytworzonych drutów. Warstwy znajdujące się przy powierzchni charakteryzują się większym rozdrobnieniem struktury niż w te znajdujące się w rdzeniu próbki. Efekt ten jest bardziej widoczny w przypadku stali Y, gdzie średnia wielkość ziarna, po ostatnim etapie procesu (spłaszczaniu drutu), przy powierzchni wynosi ok. 0.1 μm , natomiast w rdzeniu próbki ok. 1.2 μm . Niejednorodność mikrostrukturalna w znaczący sposób wpływa na lokalizację odkształcenia na każdym etapie procesu kątowego wielostopniowego ciągnięcia (Rys. 8.43).



Rys. 8.43 Mapy rozkładu intensywności odkształcenia na każdym etapie procesu KWC [143]

Wyniki badań własności mechanicznych potwierdzają obserwacje mikrostrukturalne. Dodatkowo mapy rozkładu uzyskane przy pomocy systemu DIC wskazują na większą niejednorodność odkształcenia występującą w stali Y. Badania wykazały, że wraz z rozdrobnieniem struktury wartość maksymalnego odkształcenia równomiernego maleje i osiąga wartość 0.0149 dla stali Y oraz 0.0073 dla stopu modelowego Fe30%Ni-Nb. W związku z tym ciekawe jest, że stal Y o znacznie wyższej wytrzymałości na rozciąganie reprezentuje lepszą ciągliwość niż stop modelowy o strukturze austenitycznej. Wyniki uzyskane z obliczeń kryterium Considère pokazują, że opóźnienie powstania przewężenia w obu stalach mikrostopowych może być spowodowane występowaniem wydzieleni oraz atomów pierwiastków rozpuszczonych, które działają zgodnie z mechanizmem Orowana. Wyniki wskazują, że obecność wydzieleni w silnie zdeformowanej strukturze prócz umocnienia materiału, może być kluczowym czynnikiem w procesie rozdrobnienia ziarna, przede wszystkim w materiałach o strukturze A2. W procesie Kątowego Wielostopniowego Ciągnięcia polepszenie własności mechanicznych oraz uzyskanie warstwowej struktury o znacznym rozdrobnieniu ziaren uzyskiwane jest dzięki połączeniu kilku zjawisk, tj. umocnienie wydzieleniowe oraz roztworowe, a także występowaniem w materiale kolonii perlitu. Interesującą obserwacją jest fakt, że w końcowej fazie odkształcenia, kiedy średnica drutu wynosiła 1.96 mm nastąpił wzrost własności plastycznych dla obu materiałów. Wynika to prawdopodobnie z tego, że zgromadzona energia odkształcenia plastycznego była na tyle duża, że wystarczyła do zajścia tzw. rekrytalizacji in-situ. W rezultacie zaobserwowano proces przywracania plastyczności materiału.

Możliwość akumulowania energii oraz ciągłej kontroli niejednorodności odkształcenia w procesie KWC daje potencjalnie duże możliwości wytwarzania nowoczesnych materiałów. Z przeprowadzonych badań mikrostrukturalnych oraz własności mechanicznych połączonych z analizą DIC wynika, że zastosowanie odpowiedniego schematu, uwzględniającego złożoną historię odkształcenia daje możliwości kontroli niejednorodności zmian zachodzących w strukturze materiału, a w konsekwencji kontrolę niejednorodności własności wyrobu gotowego.

9. Symulacja komputerowa

9.1. Wybór i weryfikacja modeli

W **Rozdziale 5** niniejszej pracy omówione zostały modele reologiczne służące do opisu procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcenia. Na podstawie analizy literaturowej wnioskować można, że opis materiału przy pomocy modeli empirycznych uwzględniających jedynie część izotropową umocnienia jest niewystarczający podczas analizy złożonych procesów odkształcania. Drugą grupą modeli empirycznych stanowią modele mieszane, uwzględniające zarówno część izotropową, jak i kinematyczną umocnienia. Dobór parametrów do symulacji numerycznych jest stosunkowo prosty, a same obliczenia nie wymagają długich czasów obliczeniowych. Dzięki temu modele mieszane znalazły bardzo szerokie zastosowanie podczas symulacji procesów uwzględniających złożoną historię odkształcenia. Jednym z częściej stosowanych modeli tego typu jest model Chaboche'a. W niniejszej pracy identyfikacji parametrów modelu dokonano z wykorzystaniem metody odwrotnej oraz biorąc pod uwagę dane z połowy cyklu. Wykorzystana analiza odwrotna to iteracyjny proces oparty na algorytmie optymalizacji, w którym funkcja celu identyfikowana i minimalizowana jest w odniesieniu do odpowiednich kryteriów.



Rys. 9.1 Schemat działania zastosowanej metody odwrotnej.

Etapy procesu optymalizacji parametrów modelu zostały zaprezentowane na Rys. 9.1. Początkowe parametry modelu zostały poddane selekcji. Dane wejściowe procesu optymalizacji są danymi doświadczalnymi z cyklicznych prób plastometrycznych. W niniejszej pracy szukanymi parametrami modelu były: $\sigma_0, Q, b, C_k, \gamma_k$. Rozwiązanie problemu bezpośredniego prowadzone było za pomocą kodu programu Abaqus Standard. Następnie dane wyjściowe porównane zostały z danymi uzyskanymi na drodze doświadczalnej. Kolejnym krokiem była praca modułu optymalizacji służąca do minimalizacji założonej funkcji celu danej równaniem (9.1):

$$\phi = \sqrt{\frac{1}{N_{ps}} \sum_{j=1}^{N_{ps}} \left(\frac{F_{cji}(x, P_i) - F_{mji}}{F_{mji}} \right)^2} \quad (9.1)$$

gdzie:

N_{ps} – liczba pomiarów siły

F_{cji} oraz F_{mji} – obliczona i zmierzona wartość siły

P – wektor parametrów procesu (prędkości odkształcenia, temperatury)

x – wektor współczynników w izotropowo- kinematycznej zasadzie umocnienia materiału.

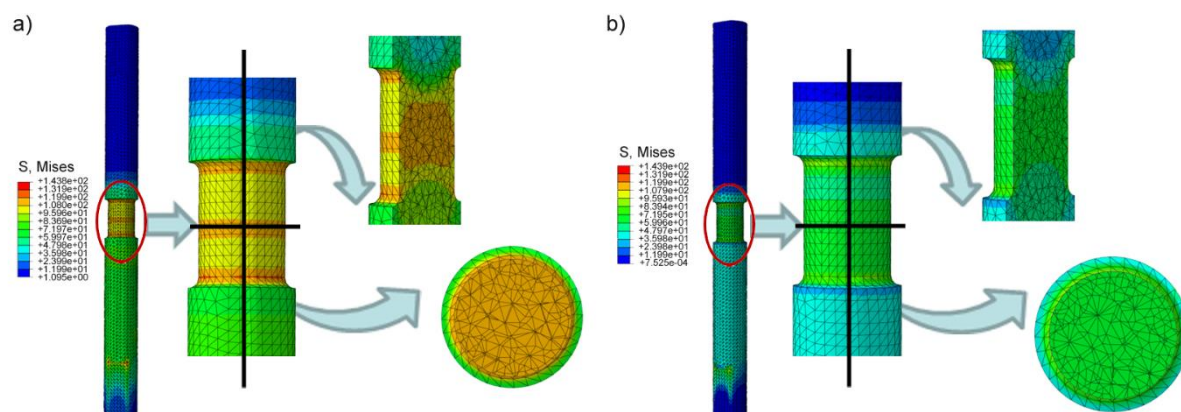
Ostatnim krokiem procesu optymalizacji była ocena uzyskanych wartości funkcji celu. Jeśli rozwiązanie spełnia kryteria zbieżności, a błąd rozwiązania jest zadowalający, to uzyskane parametry można uznać za optymalne. W przeciwnym wypadku proces minimalizacji funkcji celu w odniesieniu do parametrów procesu jest wykonywany ponownie, aż do osiągnięcia optymalnego rozwiązania. Podczas optymalizacji parametrów jako funkcja minimalizacji wykorzystany został algorytm Simplex. Uzyskane na tej drodze parametry modelu Chaboche’a zostały przedstawione w Tablica 9.1.

Tablica 9.1 Parametry modelu Chaboche’a zidentyfikowane przy pomocy metody odwrotnej.

Paramet r	Materiał	σ_0, MPa	Q	b	C_k	γ_k
Wartość	Modelowy stop austenitu	58,94	-0.417	0,0163	136850	111,15
	Stal ferrytyczna	50,01	80	0,0109	4869	56,72

Do symulacji komputerowej wykorzystano program Abaqus Standard, który posiada już zdefiniowany model Chaboche’a. Podczas obliczeń zastosowane zostały wcześniej zidentyfikowane współczynniki modelu dla analizowanych materiałów. W przypadku modelu

Chaboche'a przeprowadzony został szereg symulacji wykorzystujących metodę elementów skończonych uwzględniających zarówno cykliczną próbę skręcania, jak i ściskania/rozciągania z zastosowaniem różnej amplitudy odkształcenia w jednym cyklu.



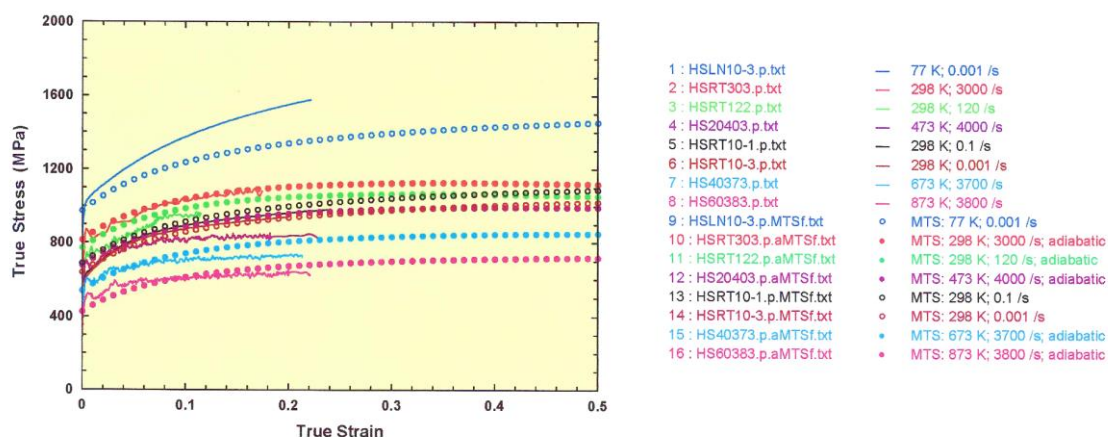
Rys. 9.2 Mapy rozkładu intensywności naprężenia podczas cyklicznej próby ściskania/rozciągania obliczone przy pomocy modelu Chaboche'a w momencie zmiany kierunku odkształcenia-a) oraz w ostatnim kroku czasowym symulacji -b).

Na Rys. 9.2 przedstawione zostały przykładowe wyniki symulacji próby cyklicznego ściskania/rozciągania z wykorzystaniem omawianego modelu Chaboche'a. Rozkład intensywności naprężenia na obu przekrojach materiału charakteryzuje się dużą jednorodnością. Efekt ten można zauważyć zarówno w momencie zmiany kierunku odkształcenia, jak i po zakończeniu cyklu. Zależność zaproponowana przez Chaboche'a jest wyrażeniem empirycznym, przez co nie jest w stanie uwzględnić mechanizmów umocnienia materiału zwłaszcza podczas odkształcania stali mikrostopowych umacnianych cząstkami faz obcych oraz wielofazowych. Aby uwzględnić najistotniejsze zjawiska zachodzące w strukturze materiału niezbędne jest zastosowanie modeli opartych na podstawach fizycznych. W pracy postanowiono skupić się na modelach, w których zmienną wewnętrzną jest zmiana średniej gęstości dyslokacji.

Innym z często stosowanych modeli podczas symulacji numerycznych procesów przeróbki plastycznej jest wcześniej omawiany model MTS [122,123,145]. W prezentowanym modelu zmiana gęstości dyslokacji zdefiniowana jest poprzez współczynnik skalujący S_e , który określa oddziaływanie pomiędzy poruszającymi się dyslokacjami a zmagazynowaną podczas wcześniejszego odkształcenia gęstością dyslokacji. Dodatkowo, zmiana struktury dyslokacyjnej została uwzględniona poprzez zastosowanie, podczas opisu umocnienia odkształceniowego, zmodyfikowanego prawa Voce'a.

Przeprowadzona analiza literaturowa wskazuje, że model MTS może być stosowany w szerokim zakresie temperatury, wielkości oraz prędkości odkształcenia, jednak nie uwzględnia on w sposób bezpośredni występowania naprężenia powrotnego charakterystycznego dla zmiany kierunku odkształcenia. Z tego powodu w niniejszych badaniach podjęto próbę zweryfikowania modelu MTS dla materiałów poddanych złożonemu procesowi przeróbki plastycznej oraz porównano go z modelem RGB (**Rozdział 5.2**). Podstawową przyczyną wyboru modelu RGB podczas analizy porównawczej jest fakt, że jest to model dedykowany do opisu materiału w warunkach cyklicznych odkształceń. Model ten uwzględnia zarówno zmianę średniej gęstości dyslokacji odniesioną do aktualnie działającego kierunku obciążenia oraz dodatkową funkcję opisującą wielkość naprężenia powrotnego występującego po zmianie kierunku działania obciążenia.

Podczas weryfikacji zastosowanych modeli wykorzystano komercyjne oprogramowanie Abaqus Standard w oparciu o metodę elementów skończonych. Przeprowadzono symulację cyklicznych prób plastometrycznych materiałów o strukturze A1 i A2. Pierwszy etap procesu modelowania komputerowego polegał na wyznaczeniu współczynników występujących w obu analizowanych modelach. W przypadku modelu MTS wykorzystane zostały współczynniki uzyskane na podstawie badań przeprowadzonych w Los Alamos National Laboratory [146] (Rys. 9.3). Wartości współczynników zostały przedstawione w Tablica 9.2.



Rys. 9.3 Krzywe płynięcia uzyskane z badań doświadczalnych z zastosowaniem różnych parametrów odkształcania (temperatur, prędkości odkształcania) wykonane w celu identyfikacji parametrów modelu MTS w Los Alamos National Laboratory [146].

Tablica 9.2 Współczynniki modelu MTS zastosowane podczas modelowania komputerowego.

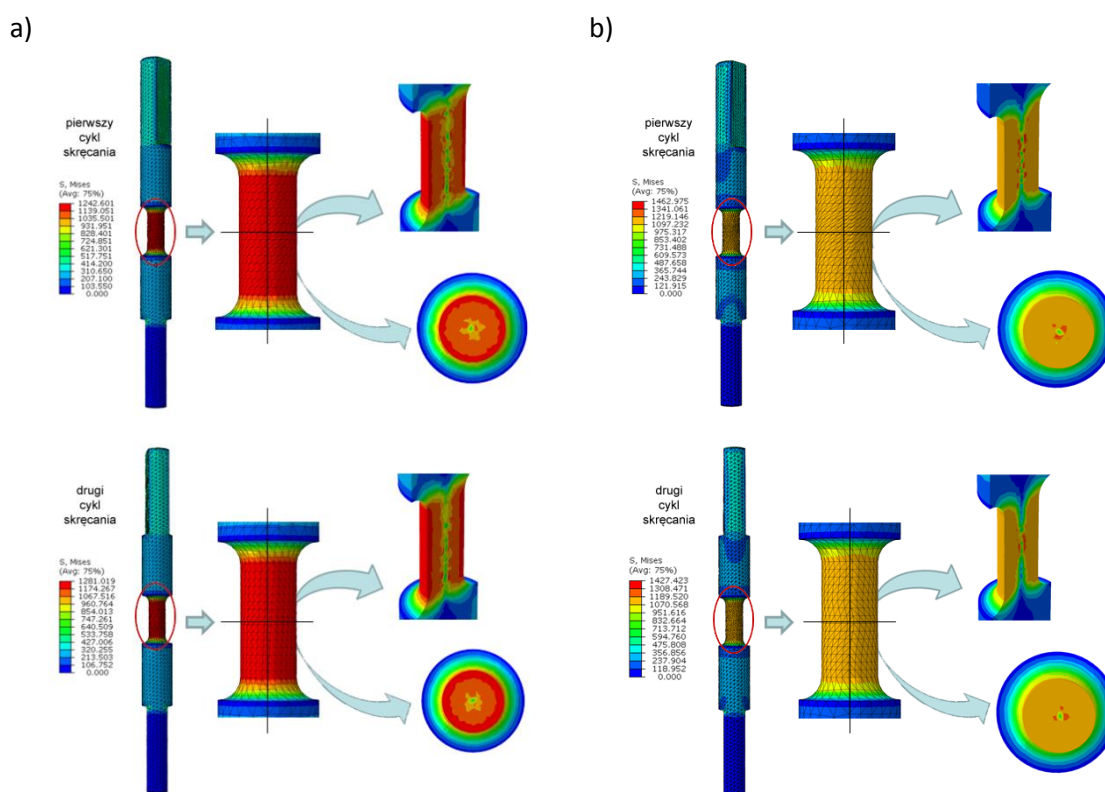
Paramet r	σ_a , MPa	μ_0 , MPa	k , J/K	b , m	g_{0i}	g_{0e}	T_0 , K	α
Wartość	40	$7,146 \times 10^4$	$1,38 \times 10^{-23}$	$2,48 \times 10^{-10}$	0.805	1,6	204	1,82
Paramet r	$\dot{\epsilon}_{0i}$, s ⁻¹	$\dot{\epsilon}_{0e}$, s ⁻¹	$\dot{\epsilon}_{0ES}$, s ⁻¹	p_i	p_ϵ	g_i	g_ϵ	D_0 , MPa
Wartość	1×10^{10}	1×10^7	1×10^7	0,5	0,67	1,5	1	2910

Dopasowanie współczynników modelu RGB przeprowadzono przy wykorzystaniu gotowych procedur optymalizacji minimalizującej błąd pomiędzy danymi otrzymanymi na drodze doświadczalnej z obliczonymi na podstawie modelu RGB oraz bazując na współczynnikach zaproponowanych przez autorów. Zestaw otrzymanych współczynników na przykładzie stali ferrytycznej zostały przedstawione w Tablica 9.3.

Tablica 9.3 Współczynniki modelu RGB zastosowane podczas modelowania komputerowego.

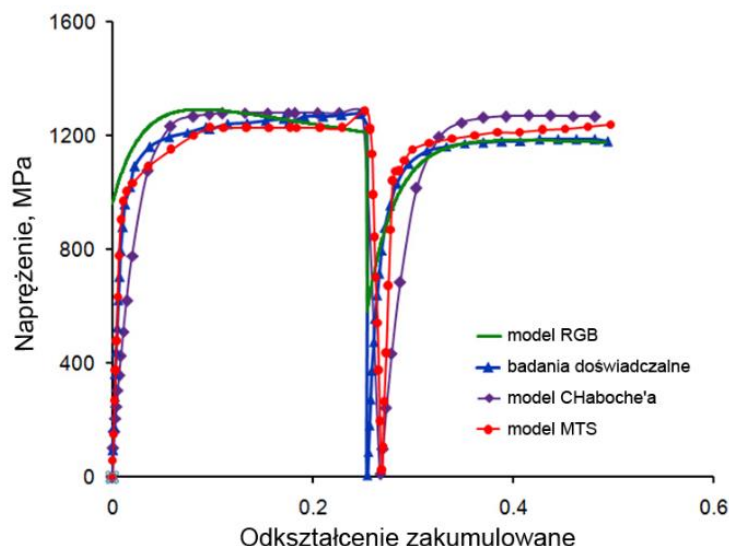
Paramet r	σ^0 , MPa	μ , MPa	K (w 293K)	b , m	D , mm	f
Wartość	695	30000	180	$2,48 \times 10^{-10}$	3×10^{-5}	2,8
Paramet r	a	M	p	C_x	τ^0 , MPa	α
Wartość	0,6	2,78	0,8	20	120	0,7

W drugim etapie, oba modele z zestawami odpowiednich współczynników zostały zaimplementowane do symulacji metodą elementów skończonych wcześniej przeprowadzonych prób platometrycznych. Implementacja modeli do programu Abaqus Standard była możliwa poprzez podprocedurę użytkownika UHARD. W przypadku obu modeli, jest to podprogram napisany w języku programowania Fortran, który wykonuje obliczenia równoległe z solverem Abaqus i wymienia z nim dane w trakcie wykonywania obliczeń. Podczas weryfikacji obu modeli wykonane zostały symulacje cyklicznej próby skręcania oraz ściskania/ rozciągania próbek osiowoosymetrycznych. W obu przypadkach proces odkształcenia przebiegał ze stałą prędkością odkształcenia równą $0,1s^{-1}$.



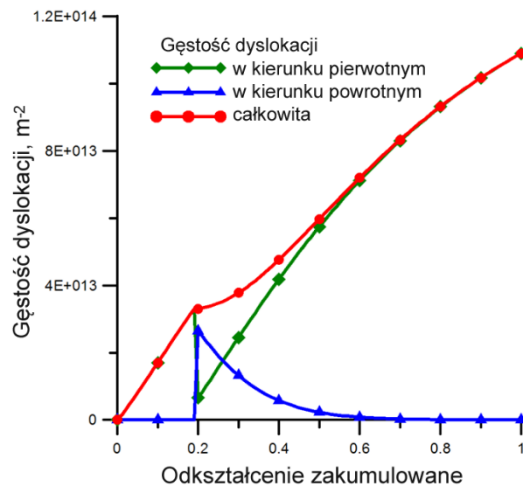
Rys. 9.4 Mapy rozkładu intensywności naprężenia Misesa otrzymane podczas obliczeń modelem MTS-a) oraz modelem RGB-b).

Wyniki obliczeń z wykorzystaniem analizowanych modeli zostały zaprezentowane na przykładzie próby cyklicznego skręcania stali ferrytycznej z wielkością odkształcenia w cyklu równą 0.25. Rys. 9.4 przedstawia obliczone rozkłady intensywności naprężenia wykonane przy pomocy modelu MTS (Rys. 9.4a) oraz modelu RGB (Rys. 9.4b). W przypadku modelu RGB można zaobserwować znaczną koncentrację intensywności naprężenia w środkowej części przekroju wzdłużnego próbki- zwłaszcza po zmianie kierunku obciążenia. Wyniki uzyskane przy pomocy modelu MTS wykazują znacznie większą niejednorodność intensywności naprężenia na obu przekrojach bazy pomiarowej badanej próbki. Najwyższe wartości obserwowane są na warstwach przypowierzchniowych. Gradient intensywności naprężenia występujący podczas symulacji z zastosowaniem modelu MTS w większym stopniu odpowiada realnym warunkom odkształcenia. Główną przyczyną występowania tak dużych różnic w rozkładzie intensywności naprężenia podczas zastosowania obu rozwiązań jest sposób opisu zmian średniej gęstości dyslokacji.



Rys. 9.5 Porównanie krzywej płynięcia z cyklicznej próby skręcania oraz uzyskanej przy pomocy analizowanych modeli umocnienia [147].

Rys. 9.5 prezentuje porównanie krzywych płynięcia uzyskane na drodze doświadczalnej z wynikami symulacji numerycznej. W celach porównawczych uwzględniona została również krzywa płynięcia wyznaczona przy pomocy modelu empirycznego (model Chaboche'a). Jak już wcześniej wspomniano, choć model Chaboche'a jest modelem uwzględniającym zarówno zmianę wielkości powierzchni plastyczności, jak i jej położenie w przestrzeni naprężeń, to w przypadku odkształceń cyklicznych wykazuje duże rozbieżności z wynikami badań doświadczalnych. Analizując przedstawione krzywe należy zauważyć, że o ile wartości naprężenia uplastyczniającego obliczane modelem RGB w pierwszym cyklu odkształcenia odbiegają od wyników doświadczalnych to po zmianie kierunku dokładność otrzymanych wyników znacznie wzrasta. Błąd pomiędzy drugim z rozpatrywanych modeli a danymi uzyskanymi na drodze badań doświadczalnych podczas obu analizowanych cykli jest zbliżony. Dodatkową zaletą modelu RGB jest możliwość śledzenia zmian gęstości dyslokacji podczas procesu odkształcania (Rys. 9.6). Podczas obliczeń w pierwszym cyklu odkształcenia wartość gęstości dyslokacji w kierunku powrotnym jest równa zero, a całkowita gęstość dyslokacji jest równa gęstości w kierunku pierwotnym. Po zmianie kierunku działania obciążenia następuje gwałtowny wzrost gęstości dyslokacji w kierunku powrotnym, który wraz z wzrastającym odkształceniem ulega spadkowi na skutek procesu anihilacji. W tym przypadku całkowita gęstość dyslokacji jest sumą gęstości dyslokacji występujących podczas odkształcenia w obu kierunkach.



Rys. 9.6 Zmiana gęstości dyslokacji podczas cyklicznej próby skręcania wyznaczona przy pomocy modelu RGB [147].

Prezentowane rozwiązania wykazują stosunkowo dużą zbieżność z wynikami uzyskanymi na drodze doświadczalnej, jednak każdy z modeli posiada znaczne ograniczenia. Model MTS pomimo możliwości bardzo szerokiego zastosowania w opisie procesów w szerokim zakresie prędkości odkształcenia, wielkości odkształcenia oraz temperatury nie jest modelem dedykowanym do opisu zmiennej drogi odkształcenia. W swoim opisie nie uwzględnia wpływu efektu Bauschingera oraz innych zjawisk towarzyszących złożonej historii odkształcania. Dodatkowym ograniczeniem jest bardzo duża liczba testów kalibrujących niezbędna do wyznaczenia parametrów modelu dla konkretnego materiału. Natomiast zasadniczym ograniczeniem modelu RGB w jego praktycznym zastosowaniu, jest uzależnienie zmiany średniej gęstości dyslokacji od kierunku aktualnie działającego obciążenia. Oznacza to, że model może być wykorzystywany tylko w przypadku cyklicznych odkształceń proporcjonalnych, w których występuje duża amplituda wielkości odkształcenia. Wyznaczenie parametrów, w przypadku tego modelu jest znacznie łatwiejsze i wymaga mniejszej ilości testów kalibrujących.

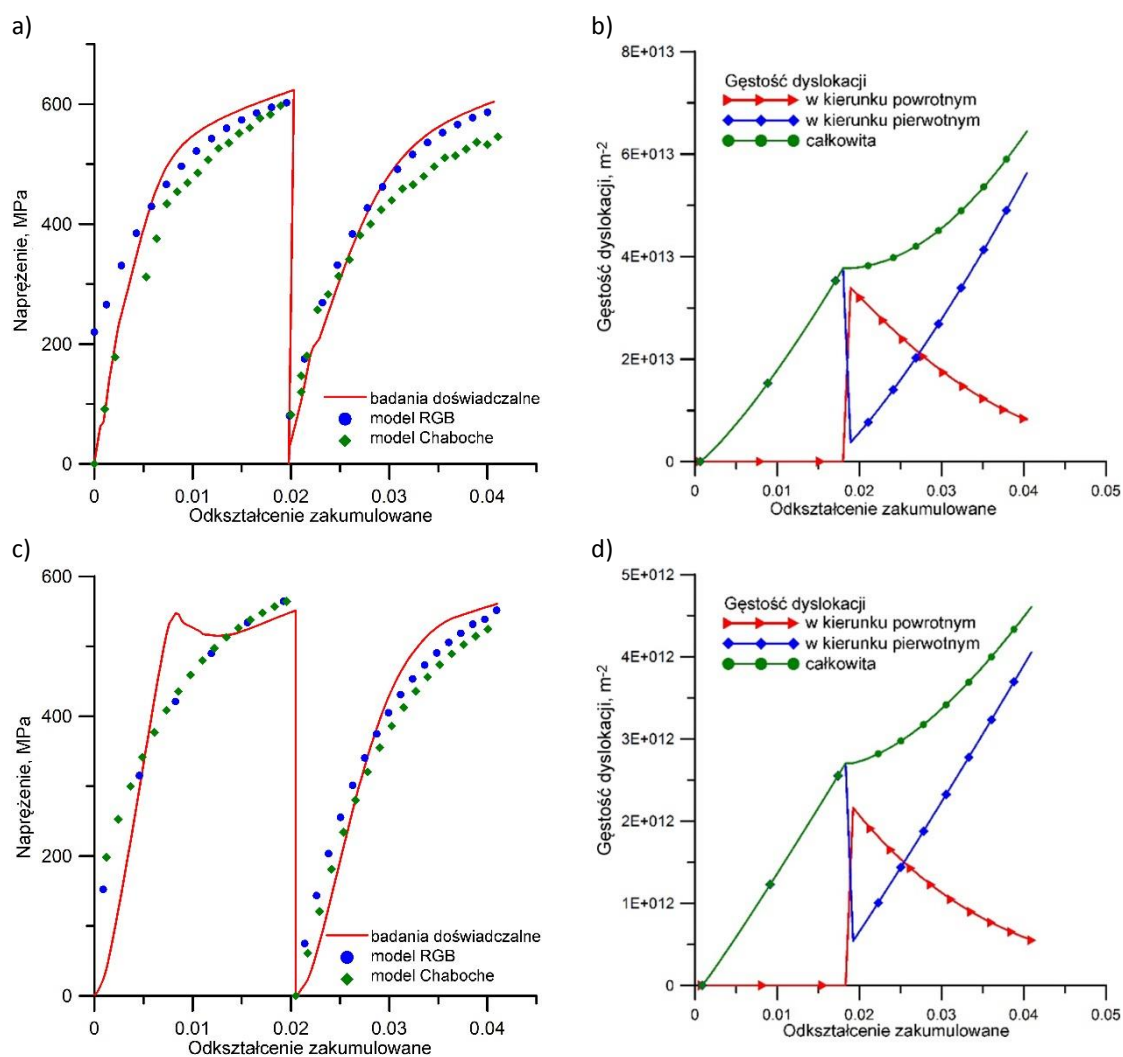
9.1.1. Weryfikacja przyjętego modelu

Po wstępnej analizie obu rozwiązań w dalszej części pracy postanowiono skupić się na weryfikacji modelu RGB, jako modelu dedykowanego odkształceniom cyklicznym. W tym celu symulacji numerycznej poddane zostały cykliczne próby trójpunktowego zginania, ściskania/ rozciągania oraz skręcania dla materiałów o różnych strukturach sieci krystalicznej.

Dalsza weryfikacja modelu RGB była prowadzona w sposób analogiczny do wcześniejszej analizy. Wszystkie symulacje były wykonane dla takich samych warunków: wielkości odkształcenia, prędkości odkształcenia oraz temperatury jakie były przyjęte w rzeczywistych procesach odkształcenia. Część modeli próbek zaimportowane do programu Abaqus zostały uproszczone do reprezentacji 2D zachowując wymiary identyczne z próbkami wykorzystywanymi w badaniach doświadczalnych.

Wyniki modelowania próby cyklicznego trójpunktowego zginania dla dwóch wybranych materiałów przedstawiono na Rys. 9.7. Procesowi odkształcania została poddana stal niskowęglowa oraz stop modelowy o strukturze austenitycznej z mikrododatkiem Nb. Na Rys. 9.7 b i d zaprezentowano korespondujące do krzywych płynięcia zmiany średniej gęstości dyslokacji wyznaczone przy pomocy modelu RGB. Wynikiem występowania dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego w stali o strukturze austenitycznej jest obserwowana wyższa

wartość naprężenia uplastyczniającego. Również całkowita gęstość dyslokacji wyznaczona modelem RGB jest znacznie wyższa. Na skutek wymuszonej zmiany kierunku odkształcenia dyslokacje powstałe na początku drugiego cyklu ulegają procesowi anihilacji. Odkształcenie zadane w poszczególnych cyklach próby trójpunktowego zginania było stosunkowo niewielkie, dlatego też dyslokacje obliczane w kierunku powrotnym nie zdarzyły ulec procesowi anihilacji (Rys. 9.7 b i d) w tak dużym stopniu jak w przypadku próby skręcania wykonanej dla znacznie większych wartości odkształcenia w cyklu (Rys. 9.6).



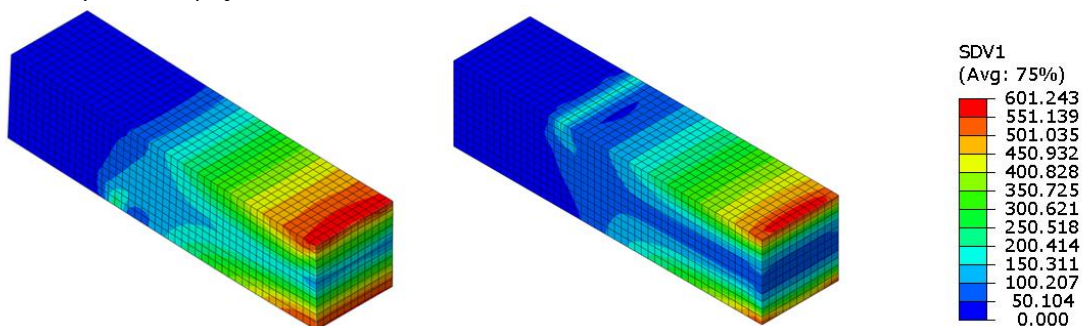
Rys. 9.7 Porównanie krzywej płynięcia z cyklicznej próby trójpunktowego zginania oraz uzyskanej przy pomocy analizowanych modeli umocnienia dla stali austenitycznej -a) [148] oraz niskowęglowej -c); zmiana średniej gęstości dyslokacji obliczana przy pomocy modelu RGB dla stali austenitycznej -b) oraz niskowęglowej -d).

Dodatkowym zjawiskiem wynikającym z zastosowania materiałów, w których występują cząstki fazy obcej w postaci niekoherentnych wydzieli, prócz wzrostu wielkości naprężenia uplastyczniającego, jest zmiana prędkości odkształcenia. Występujące w mikrostrukturze stali o strukturze austenitycznej wydzielenia będą hamować proces odkształcania materiału.

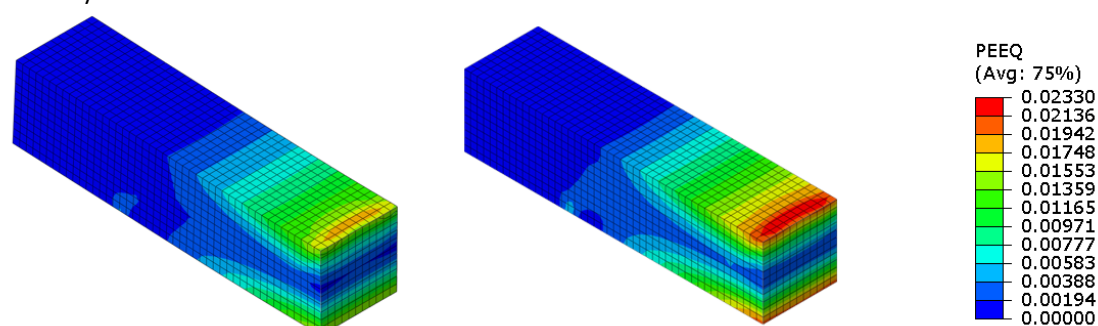
Przykładowe mapy rozkładu poszczególnych parametrów uzyskanych podczas modelowania cyklicznej próby trójpunktowego zginania dla dwóch wybranych materiałów zostały przedstawione na Rys. 9.8 i Rys. 9.9. Wpływ zastosowanej zmiennej drogi odkształcenia dla analizowanych materiałów widać przede wszystkim w rozkładach intensywności naprężenia (Rys.

9.8a i Rys. 9.9a) oraz intensywności prędkości odkształcenia. Intensywność prędkości odkształcenia wykazuje najwyższe wartości w miejscu wygięcia próbki. Maksymalne wartości intensywności odkształcenia uzyskane podczas modelowania komputerowego dla stali o strukturze austenitycznej (Rys. 9.8c) są o ok. 24% niższe niż w przypadku stali niskowęglowej (Rys. 9.9c).

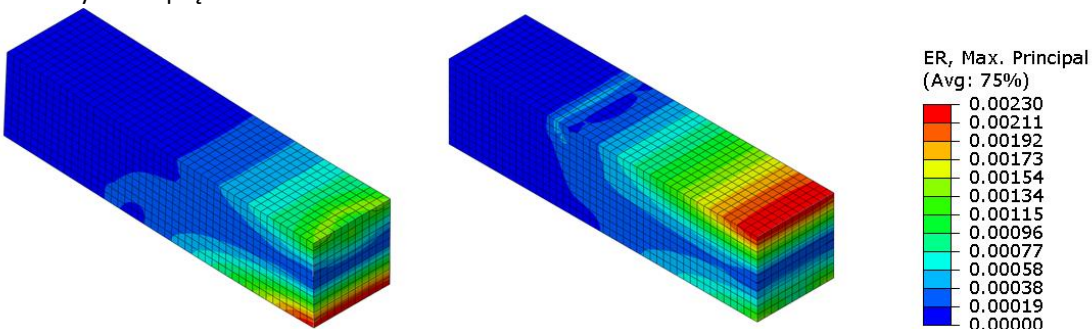
a) Intensywność naprężenia



b) Intensywność odkształcenia

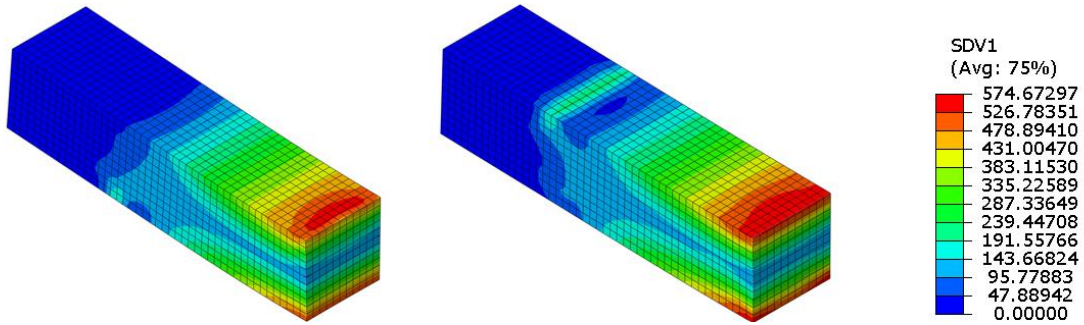


c) Intensywność prędkości odkształcenia

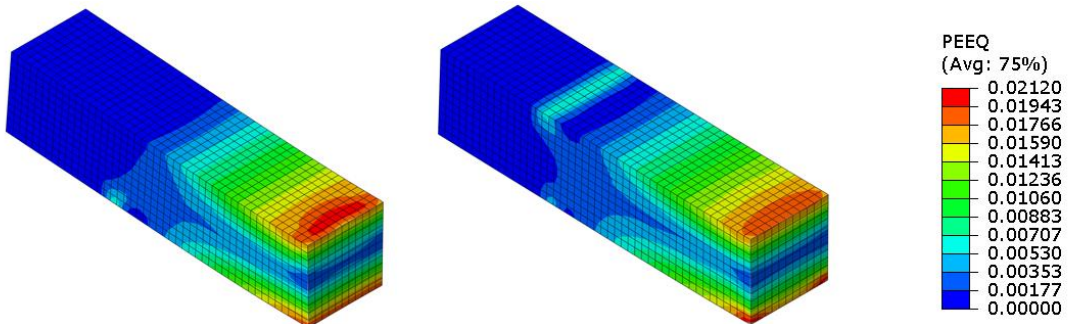


Rys. 9.8 Przykładowe wyniki modelowania. Rozkład intensywności naprężenia-a), intensywności odkształcenia -b) oraz intensywności prędkości odkształcenia -c) na przekroju poprzecznym zginanych próbek ze stopu modelowego austenitu (Fe30%Ni-Nb).

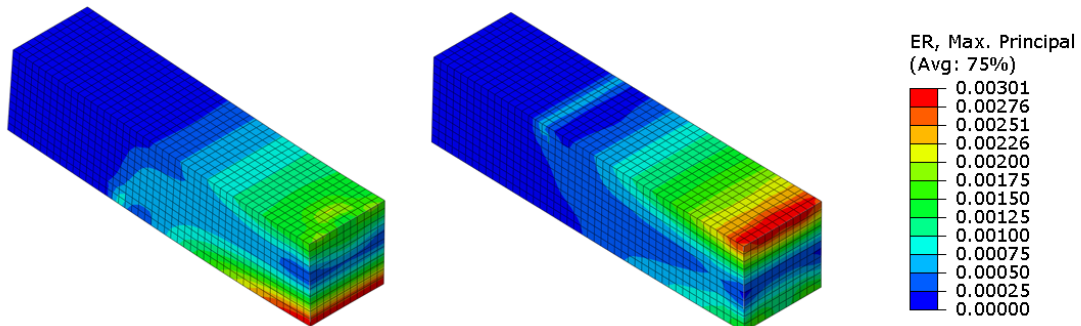
a) Intensywność naprężenia



b) Intensywność odkształcenia

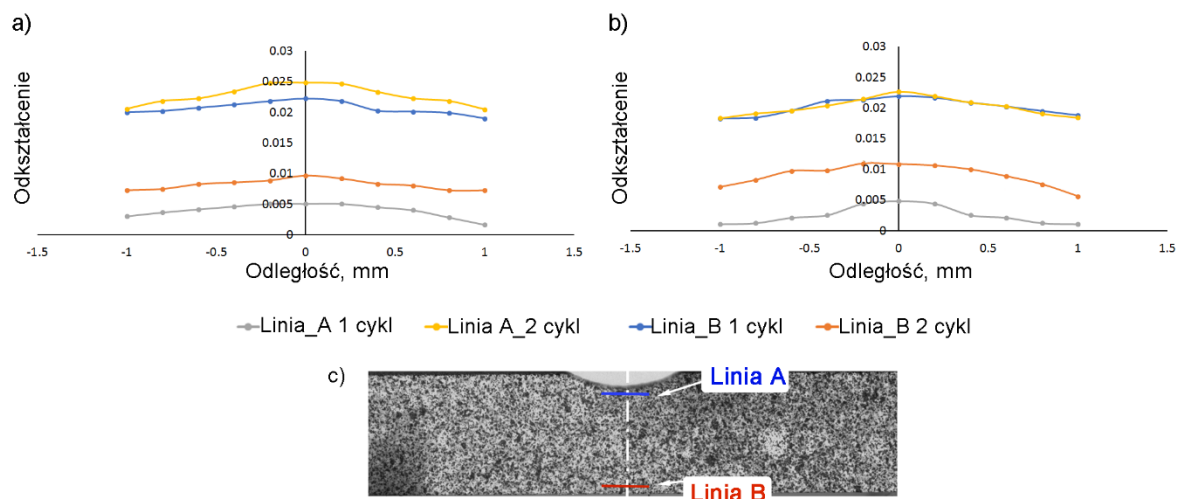


c) Intensywność prędkości odkształcenia



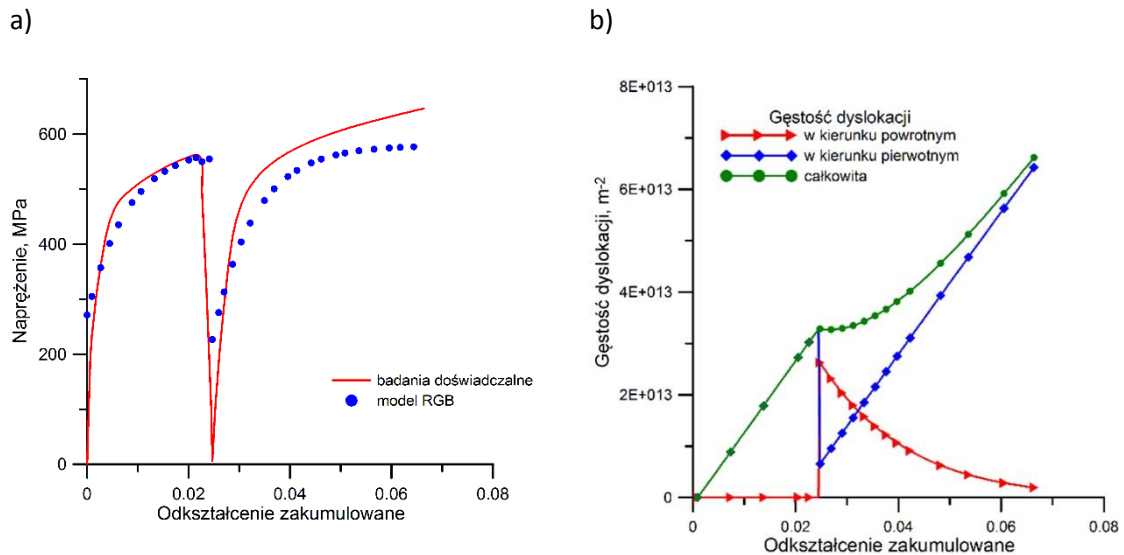
Rys. 9.9 Przykładowe wyniki modelowania. Rozkład intensywności naprężenia-a), intensywności odkształcenia -b) oraz intensywności prędkości odkształcenia -c) na przekroju poprzecznym zginanych próbek ze stali niskowęglowej.

Rozkład wielkości odkształcenia uzyskany na drodze symulacji numerycznej został porównany z wynikami badań doświadczalnych. Do tego celu wykorzystana została analiza rozkładu pól odkształceń wykonana przy pomocy systemu DIC. Zmiana wielkości odkształcenia została wykonana wzdłuż dwóch linii oznaczonych na Rys. 9.10c. W przypadku stali o strukturze austenicznej w pierwszym cyklu zarejestrowano niższe maksymalne wartości odkształcenia niż w cyklu drugim. Natomiast maksymalne wielkości odkształcenia zarejestrowane dla stali niskowęglowej są praktycznie takie same dla obu analizowanych cykli. Porównując odkształcenie zakumulowane w poprzednim cyklu odkształcania, można zaobserwować znaczny wzrost w obu przypadkach. Różnice występujące pomiędzy cyklami są większe w przypadku materiału, w którym nie występują cząstki fazy obcej. Wyniki uzyskane na podstawie symulacji numerycznej wykazały podobną tendencję, jednak w przypadku Fe30%Ni-Nb obliczone wartości było o ok. 10% niższe niż zarejestrowane przy pomocy systemu DIC. Dla stali niskowęglowej różnice pomiędzy wynikami modelowania komputerowego i analizy DIC były nieznaczne. Rozbieżności w dokładności wykonywanych obliczeń w porównaniu z analizą DIC związane są z różną morfologią struktury obu analizowanych materiałów. Jak już wcześniej wspomniano, istotne znaczenie w sposobie odkształcania odgrywają niekoherentne cząstki wydzieli występujące w stali mikrostopowej.

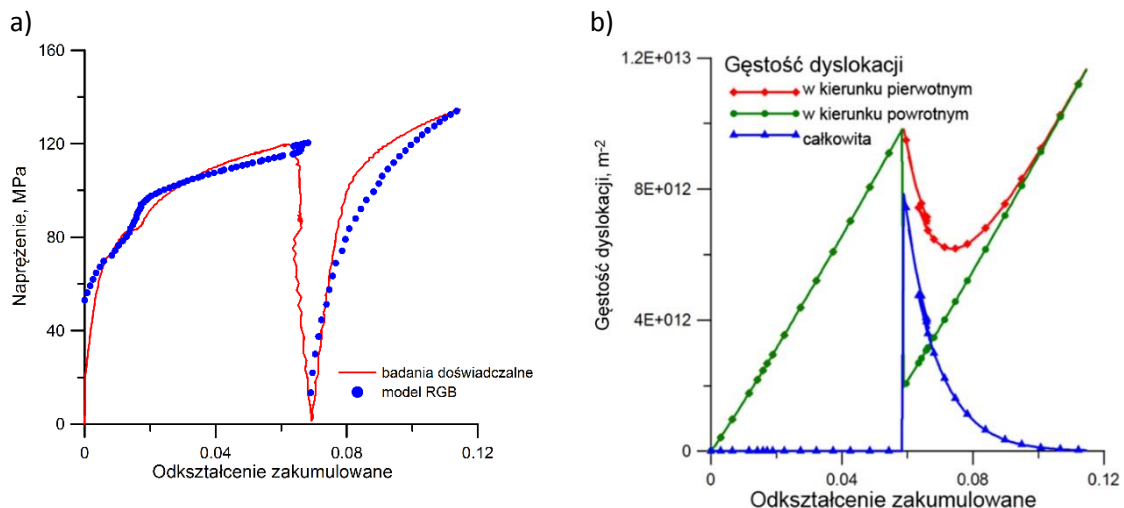


Rys. 9.10 Zmiana wielkości odształcenia wzdłuż linii charakterystycznych dla stali austenitycznej-a) oraz stali niskowęglowej-b); schematyczne przedstawienie miejsc wykonanej analizy.

W kolejnym etapie prac model RGB został poddany weryfikacji z wykorzystaniem cyklicznej próby ściskania/rozciągania. Próbie zostały poddane dwie próbki z tego samego materiału (stal ferrytyczna). Jedna z nich została odształcona w temperaturze pokojowej z wielkością odształcenia wstępnego równej 0.025. Druga próbka odształcana była w temperaturze 800°C z wielkością odształcenia wstępnego równą 0.07. Pierwszy cykl obejmował proces ściskania natomiast drugi rozciągania. Podczas ściskania porównując wyniki modelowania komputerowego z krzywą płynięcia wyznaczoną na drodze doświadczalnej można zauważyć dużą zgodność dla obu zastosowanych schematów procesu. Natomiast po zmianie kierunku odształcenia, kiedy próbki zostały poddane procesowi rozciągania różnice w otrzymanych wynikach są znacznie większe. Zaobserwowano również, że w przypadku zwiększenia wartości odształcenia powrotnego błąd obliczeń znacznie się zwiększa i wynosi ok. 70 MPa (Rys. 9.11 a). W drugim schemacie odształcenia, w którym zastosowano wyższą wartość odształcenia wstępnego maksymalne wartości naprężenia, nie wykazywały tak dużych różnic jak w pierwszym przypadku, ale charakterystyka krzywej odpowiadającej procesowi rozciągania odbiegała od krzywej doświadczalnej (Rys. 9.12 a). Dodatkowo, w sposób analogiczny jak w przypadku wcześniej wspomnianych prób plastometrycznych (cyklicznej próby skręcania oraz cyklicznej próby trójpunktowego zginania) wykonane zostały obliczenia zmiany średniej gęstości dyslokacji przy pomocy modelu RGB. Poprzez zastosowanie podwyższonej temperatury obserwowany jest znacznie szybszy spadek gęstości dyslokacji powstałych w początkowej fazie procesu rozciągania, spowodowany ich zwiększoną ruchliwością.



Rys. 9.11 Porównanie krzywej płynięcia z cyklicznej próby ściskania/rozciągania wykonanej w temperaturze pokojowej oraz uzyskanej przy pomocy modelu RGB -a); zmiana średniej gęstości dyslokacji obliczana przy pomocy modelu RGB dla analizowanej próby -b).



Rys. 9.12 Porównanie krzywej płynięcia z cyklicznej próby ściskania/rozciągania wykonanej w temperaturze 800°C oraz uzyskanej przy pomocy modelu RGB -a); zmiana średniej gęstości dyslokacji obliczana przy pomocy modelu RGB dla analizowanej próby -b).

Przedstawione wyniki z cyklicznych prób plastometrycznych wykazują rozbieżności pomiędzy napężeniem obliczonym, a zmierzonym podczas rzeczywistych badań doświadczalnych. Najbardziej prawdopodobną przyczyną jest sposób opisu zmiany gęstości dyslokacji uzależniony od kierunku aktualnie działającego obciążenia. Dodatkowo, taki opis średniej gęstości dyslokacji znacznie ogranicza możliwość zastosowania modelu RGB do symulacji rzeczywistych procesów przeróbki plastycznej charakteryzujących się złożoną historią odkształcenia. Ponadto, w przypadku materiałów, w których występują niekoherentne cząstki fazy obcej, udział umocnienia wydzieleniowego w znacznym stopniu wpływa na zachowanie materiału podczas odkształcania.

Konsekwencją prowadzonych badań i analizy otrzymanych wyników jest konieczność zaproponowania modyfikacji obecnej postaci modelu RGB. Niezbędne jest uwzględnienie mechanizmu umocnienia wydzieleniowego dla materiałów, w których występują cząstki fazy obcej. Dodatkowo modyfikacja sposobu opisu zmiany średniej gęstości dyslokacji podczas

odkształcania pozwoli na możliwość szerszego zastosowania modelu w opisie procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcania.

10. Modyfikacja modelu RGB

Przedstawione w poprzednim rozdziale rozbieżności wyników uzyskanych przy zastosowaniu modelu RGB wynikają przede wszystkim z braku uwzględnienia dodatkowego mechanizmu związanego z oddziaływaniem dyslokacji z cząstkami faz obcych. Efektem działania tego mechanizmu jest zmiana wielkości całkowitego naprężenia uplastyczniającego oraz charakterystyki krzywej płynięcia materiału, przede wszystkim po zmianie kierunku działania obciążenia. Dodatkowo, zastosowanie innego opisu zmiany gęstości dyslokacji pozwoli na uwzględnienie podstawowych mechanizmów związanych ze zmianą gęstości dyslokacji podczas procesu odkształcania.

W oryginalnej postaci modelu RGB wykorzystano średnią gęstość dyslokacji jako sumę gęstości dyslokacji występujących podczas odkształcania pierwotnego oraz powrotnego. Końcowa postać równania opisującego wielkość naprężenia według modelu RGB równanie (10.1) uwzględnia efekty związane z rozwojem tekstury oraz zmianę wielkości naprężenia wynikająca z zastosowania zmiennej drogi odkształcania.

$$\sigma = \sigma_0 + M[X + (1 - \alpha)(\tau - \tau_0)] \quad (10.1)$$

Proces modyfikacji modelu RGB obejmował dwa etapy. W pierwszym z nich zastąpiono równania opisujące zmianę średniej gęstości dyslokacji w celu bardziej szczegółowej charakterystyki zjawisk zachodzących w materiale. Zmiana udziału objętościowego ścian komórek jest jednym z podstawowych parametrów kontrolujących rozwój struktury dyslokacyjnej podczas procesu odkształcania. Z tego powodu podczas opisu zmiany średniej gęstości dyslokacji wykorzystano zależności uwzględniające podział struktury dyslokacyjnej na dyslokacje tworzące strukturę komórkową oraz znajdujące się wewnątrz komórek. Aby określić udział objętościowy ścian komórek zastosowane zostało prawo mieszaniny faz podobnie jak w modelu Bergströma (równanie (10.2)).

$$\rho_t = f\rho_w + (1 - f)\rho_c \quad (10.2)$$

W celu uwzględnienia podstawowych mechanizmów związanych ze zjawiskami generowania nowych dyslokacji, zakotwiczenia się dyslokacji i ich ponownego uruchomienia się oraz anihilacji dyslokacji wpływającymi na zmianę średniej gęstości dyslokacji wykorzystane zostały zależności wprowadzone przez Kocksa i Meckinga [58,74] (równanie (10.3)) oraz Estrina i in. [131] (równanie (10.4)).

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_w - \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f)^{1/3}} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0}\right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad (10.3)$$

$$\dot{\rho}_w = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f)^{2/3}}{bdf} + \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f) \sqrt{\rho_w}}{fb} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0}\right)^{-1/n} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad (10.4)$$

Każdy z członów prezentowanych równań (równanie 10.3 i 10.4) służy do opisu efektu zjawisk zachodzących podczas procesu odkształcania. Pierwszy człon obu równań odpowiada za zmianę gęstości dyslokacji wewnątrz komórek jako wynik przemieszczania się dyslokacji z ich wnętrza do ścian. Drugi człon opisuje działanie źródeł Franka-Reada aktywowane przez przemieszczające się dyslokacje. Ostatni natomiast uwzględnia proces anihilacji związany z poślizgiem poprzecznym.

W efekcie poprzez uwzględnienie powyższych równań w końcowej postaci równania (10.1) opisującego zmianę wielkości naprężenia według modelu RGB zmianie ulega równanie opisujące wielkość naprężenia stycznego [131].

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \sqrt{f \rho_w + (1 - f) \rho_c} \quad (10.5)$$

Na podstawie przeprowadzonej wcześniej analizy teoretycznej oraz wyników zrealizowanych badań doświadczalnych zaproponowano dodatkową modyfikację modelu RGB. Drugi etap modyfikacji spowodowany był koniecznością uwzględnienia dodatkowego mechanizmu umocnienia pochodzącego od wydzielań występujących w materiale. Do równania (10.1) dodany został człon opisujący interakcje dyslokacji z występującymi w materiale wydzieleniami. W przypadku analizowanych w niniejszej pracy materiałów występujące cząstki wydzielań są twardsze od osnowy i posiadają wyższe moduły ścinania, w takim przypadku dominującym jest mechanizm Orowana. Dlatego też, podczas opisu umocnienia pochodzącego od wydzielań wykorzystano postać równania Ashby'ego- Orowana dla stali mikrostopowych z dodatkiem Nb uwzględniającą zarówno średnią średnicę wydzielenych cząstek, jak i udział objętościowy wydzielań.

$$\sigma_p = \beta \frac{f^{1/2}}{\kappa} \ln \left(\frac{\kappa}{6,125 \cdot 10^{-4}} \right) \quad (10.6)$$

W efekcie końcowe równanie zmodyfikowanego modelu RGB przyjmuje postać:

$$\sigma = (\sigma_0 + M[X + (1 - \alpha)(\tau - \tau_0)]) + \left[\beta \frac{f^{1/2}}{\kappa} \ln \left(\frac{\kappa}{6,125 \cdot 10^{-4}} \right) \right] \quad (10.7)$$

gdzie:

$\sigma_0, M, X, \alpha, \tau_0$ – znaczenia jak w równaniu (5.33)

τ – opisywane równaniem (10.5)

β, f, κ - znaczenie jak w równaniu (3.21)

Na tym etapie analizy, opis efektów związanych z występowaniem odkształcenia powrotnego podczas zmiennej drogi odkształcenia pozostawiono w niezmienionej postaci.

Aby zastosować zmodyfikowaną postać modelu RGB do modelowania naprężenia uplastyczniającego podczas procesów charakteryzujących się zmienną drogą odkształcenia niezbędne było wyznaczenie odpowiednich współczynników nowego równania (10.7). Kalibracji współczynników modelu dokonano na podstawie przeprowadzonych w pracy badań doświadczalnych oraz współczynników stosowanych podczas analizy oryginalnej postaci modelu. Dodatkowo podczas wyznaczania części współczynników wsparło się danymi literaturowymi autorów poszczególnych równań.

10.1. Weryfikacja zmodyfikowanego modelu RGB

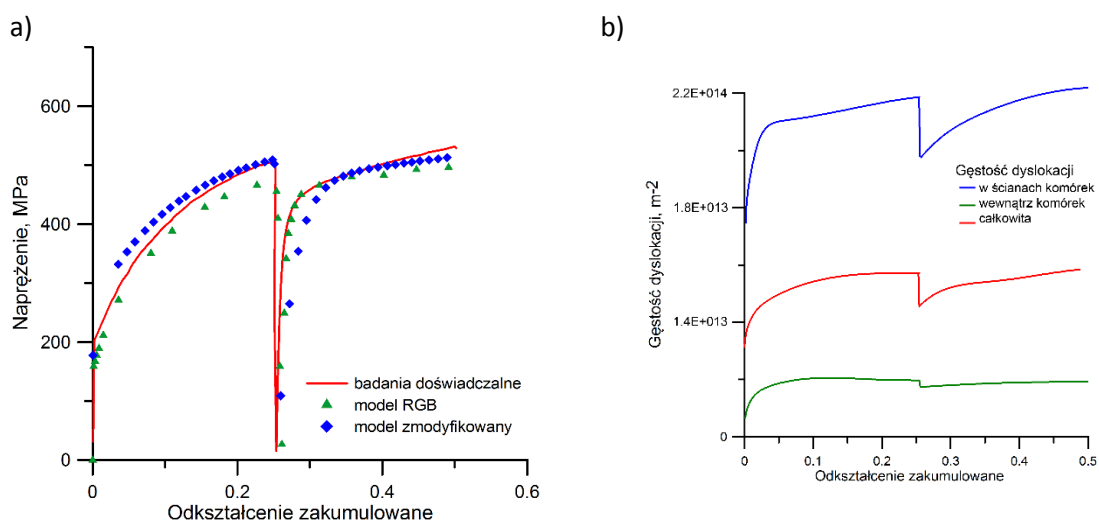
Weryfikację zmodyfikowanego modelu RGB opisywanego równaniem (10.7) przeprowadzono w oparciu o wyniki uzyskane na drodze doświadczalnej. W pierwszym etapie skupiono się na próbie cyklicznego skręcania oraz próbie cyklicznego ściskania/rozciągania.

Dobór współczynników do pierwszej części zmodyfikowanego równania przeprowadzono analogicznie do omówionej wcześniej metody optymalizacji (**Rozdział 9**). Współczynniki drugiej części równania (10.7) zostały dobrane na podstawie wcześniej prowadzonych analiz wyników badań doświadczalnych. Średnia średnica wydzielenych cząstek wyznaczona została

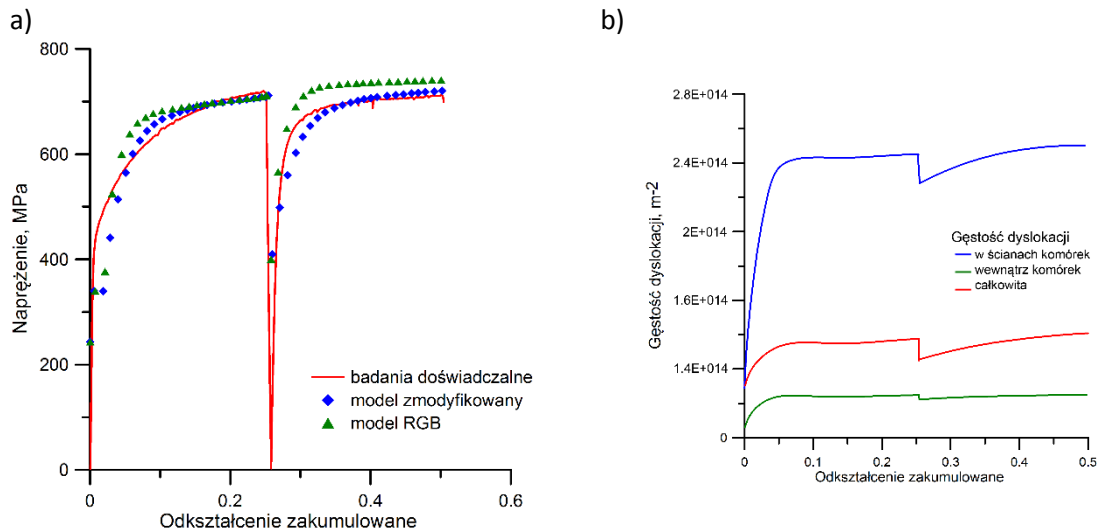
z mikrofotografii, których przykłady zostały przedstawione w **Rozdziale 9** na Rys. 8.29, natomiast udział objętościowy wydzielań wyznaczony został na podstawie składu chemicznego analizowanego materiału. Należy jednak wspomnieć, że w przypadku symulacji numerycznych wykonanych dla stali niskowęglowej, ze względu na brak obecności cząstek wydzielań końcowa postać równania opisującego zmodyfikowany model RGB ulega uproszczeniu. W takim przypadku udział objętościowy cząstek wydzielań jest przyjmowany jako 0.

Wyniki przeprowadzonej weryfikacji na podstawie prób cyklicznego skręcania przedstawiono na Rys. 10.1 - Rys. 10.3 Porównanie wyników otrzymanych przy pomocy oryginalnej oraz zmodyfikowanej postaci modelu RGB przedstawiono na przykładzie stali niskowęglowej oraz stali o strukturze ferrytycznej. Wyraźnie widać, iż nastąpiła poprawa zgodności wyników modelu z wynikami doświadczalnymi. Dodatkowo, przedstawione zmiany średniej gęstości dyslokacji opisywane przy pomocy gęstości dyslokacji w ścianach komórek oraz w ich wnętrzu potwierdza wcześniejsze rozważania teoretyczne. Podczas zmiany kierunku działania obciążenia obserwowany jest znaczny spadek gęstości dyslokacji na skutek ich przegrupowania oraz procesu anihilacji, a następnie wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia następuje wzrost średnich wartości gęstości dyslokacji.

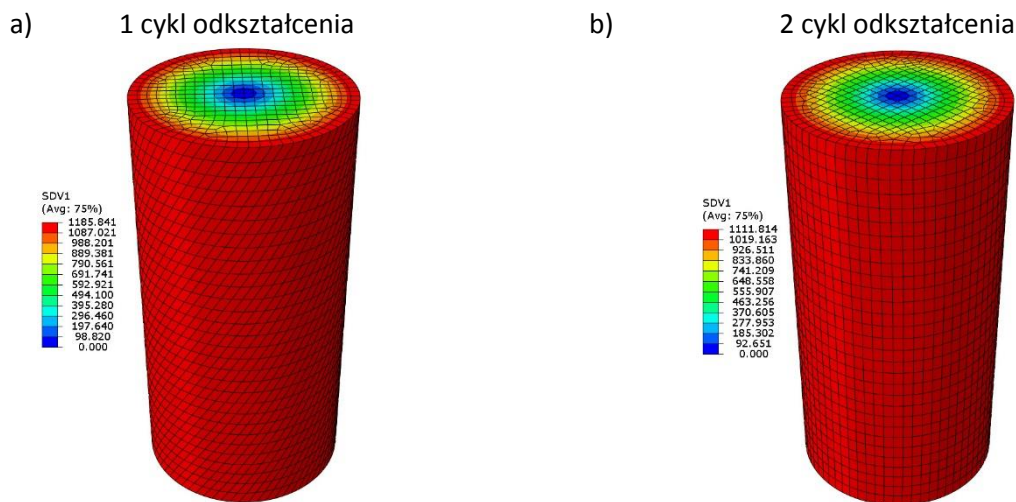
Analizowane w części doświadczalnej dyslokacje geometrycznie niezbędne generowane lokowane są w obrębie granic poszczególnych ziaren. Podział średniej gęstości dyslokacji występujących wewnątrz oraz w ścianach komórek, pozwala zatem na weryfikację obliczonych wartości średniej gęstości dyslokacji znajdujących się w ścianach komórek. Niewielkie rozbieżności obliczonych i zmierzonych średnich wartości gęstości dyslokacji w ścianach komórek stali mikrostopowej wynikają z uwzględnienia interakcji z wydzieleniami jako osobnego mechanizmu umocnienia w końcowej postaci równania.



Rys. 10.1 Porównanie wyników obliczeń z wykorzystaniem oryginalnego oraz zmodyfikowanego modelu RGB z wynikami badań doświadczalnych -a); zmiana gęstości dyslokacji wyznaczona przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB -b) dla cyklicznej próby skręcania stali niskowęglowej.

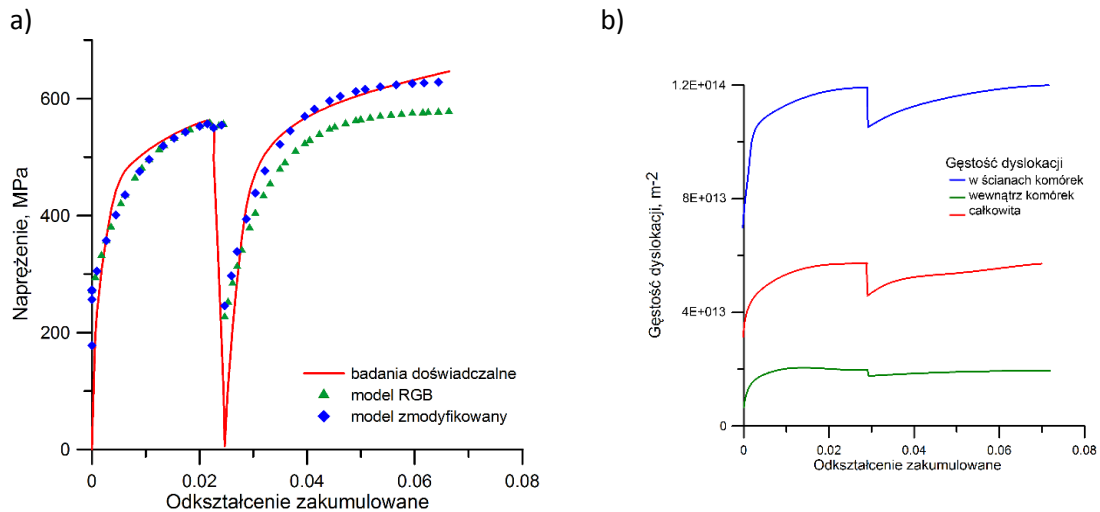


Rys. 10.2 Porównanie wyników obliczeń z wykorzystaniem oryginalnego oraz zmodyfikowanego modelu RGB z wynikami badań doświadczalnych -a); zmiana gęstości dyslokacji wyznaczona przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB -b) dla cyklicznej próby skręcania stali o strukturze ferrytycznej.

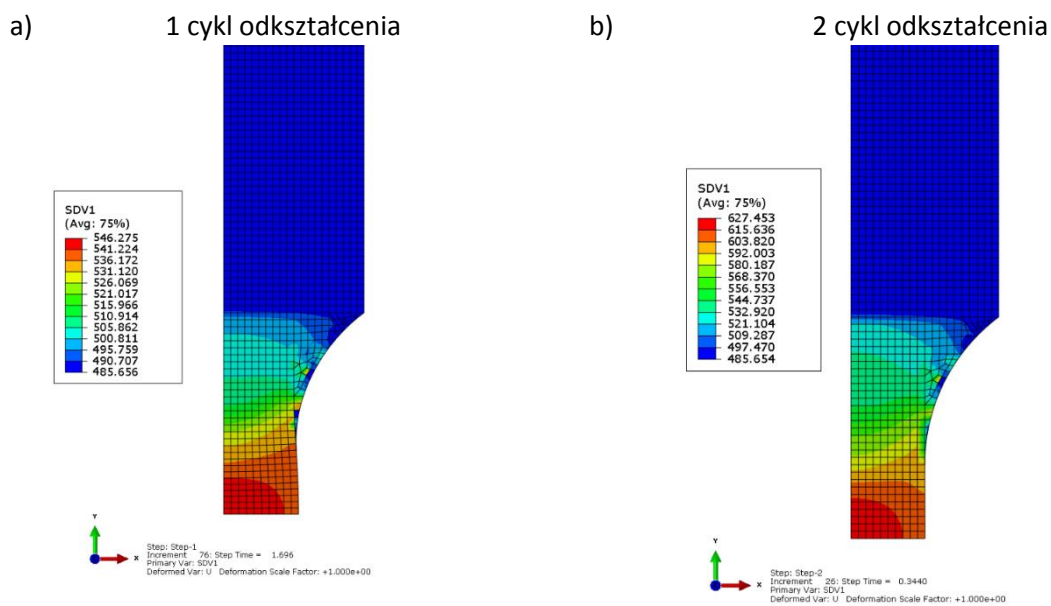


Rys. 10.3 Mapy rozkładu wielkości napężenia uplastyczniającego wyznaczone przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB dla cyklicznej próby skręcania stali ferrytycznej.

W podobny sposób wykonana została również analiza z wykorzystaniem cyklicznej próby ściskania/ rozciągania materiału (Rys. 10.4 - Rys. 10.5). W tym przypadku, ze względu na osiową symetrię próbki oraz rodzaj procesu odkształcania wykonane zostały obliczenia 2D, co w znacznym stopniu pozwoliło na skrócenie czasu obliczeniowego. Wartości napężenia uplastyczniającego obliczone z zastosowaniem zmodyfikowanej postaci modelu RGB wykazały większą zbieżność z wynikami uzyskanymi na drodze symulacji z zastosowaniem oryginalnego modelu RGB. Rozbieżności oryginalnego modelu RGB z wynikami badań doświadczalnych, który były znacznie większe w drugim cyklu odkształcania mogły wynikać z niedoszacowania wielkości napężenia uplastyczniającego związanego z umocnieniem wydzieleniowym stali mikrostopowych.

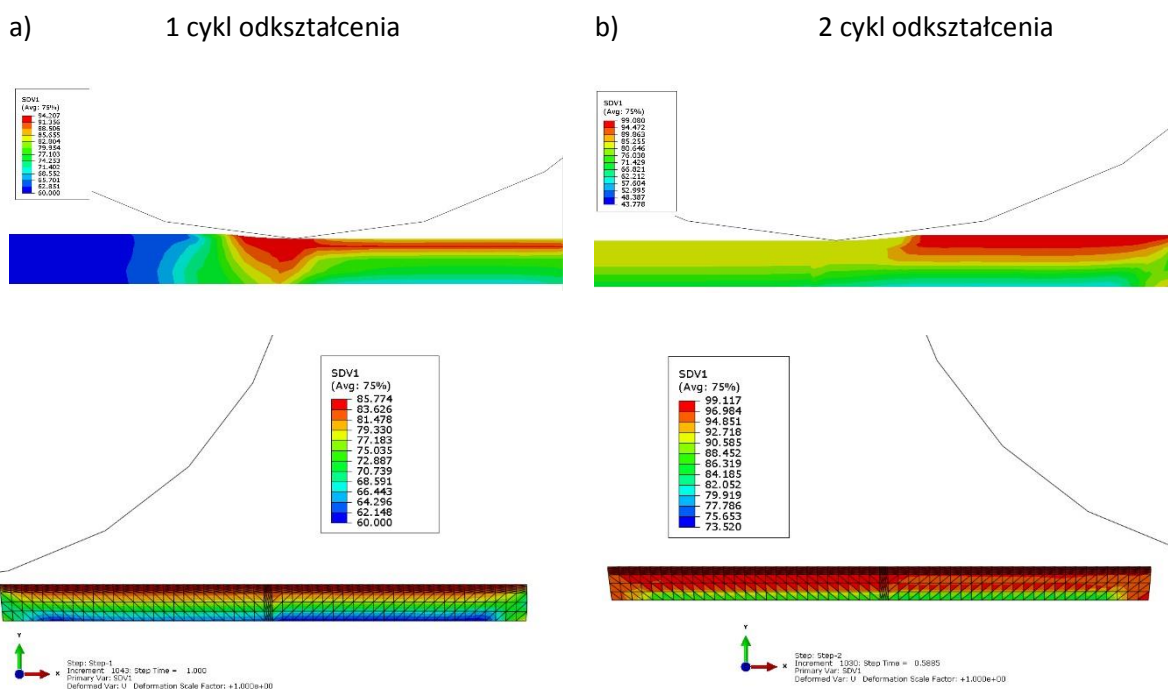


Rys. 10.4 Porównanie wyników obliczeń z wykorzystaniem oryginalnego oraz zmodyfikowanego modelu RGB z wynikami badań doświadczalnych -a); zmiana gęstości dyslokacji wyznaczona przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB -b) dla cyklicznej próby ściskania/ rozciągania stali o strukturze ferrytycznej.



Rys. 10.5 Mapy rozkładu wielkości napężenia uplastyczniającego wyznaczone przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB dla cyklicznej próby ściskania/rozciągania stali ferrytycznej.

Po analizie wyników otrzymanych na drodze weryfikacji zmodyfikowanej postaci modelu RGB przy pomocy cyklicznych prób plastometrycznych, przeprowadzono również symulację numeryczną procesu rzeczywistego. W tym celu wykonana została symulacja procesu walcowania nawrotnego stali o strukturze ferrytycznej. Na Rys. 10.6 przedstawione zostały rozkłady wielkości napężenia uplastyczniającego wyznaczone na podstawie równania (10.7). Wielkość napężenia występująca w cyklu drugim osiąga wyższe wartości maksymalne na skutek umocnienia materiału w poprzednim cyklu odkształcenia. Na przekroju walcowanego pasma widoczny jest znaczny gradient wielkości napężenia, który jest charakterystyczny dla procesu walcowania.



Rys. 10.6 Mapy rozkładu wielkości naprężenia uplastyczniającego wyznaczone przy pomocy zmodyfikowanego modelu RGB dla procesu walcowania nawrotnego stali ferrytycznej.

Przedstawiona weryfikacja jasno pokazuje, że w przypadku zastosowania materiałów o bardziej skomplikowanej strukturze, w której występują twarde cząstki fazy obcej w postaci wydzieliń, skuteczność oryginalnego modelu RGB znacznie spada. Modyfikacja modelu, polegająca na uwzględnieniu umocnienia wydzieleniowego, pozwoliła na znaczną poprawę uzyskiwanych wyników zarówno dla małych (Rys. 10.4) oraz dużych (Rys. 10.2) wielkości odkształcenia w cyklu. Zmiana opisu średniej gęstości dyslokacji pozwoliła na uwzględnienie zjawisk charakterystycznych dla procesów, w których występuje złożona historia odkształcania. W efekcie można stwierdzić, że przeprowadzona modyfikacja może być stosowana dla przewidywania własności mechanicznych materiałów poddanych odkształceniom z zastosowaniem zmiennej drogi odkształcania, w których umocnienie odkształceniowe (dyslokacyjne i pochodzące od podstruktury) oraz wydzieleniowe jest znaczne.

11. Podsumowanie i wnioski

W niniejszej pracy dyskusji poddane zostały podstawowe związki pomiędzy parametrami procesowymi i mikrostrukturą, wpływające na mechanizmy umocnienia materiałów umacnianych cząstkami faz obcych. Zdefiniowane zostały źródła zmian, które obserwowane są w mechanizmach odkształcania oraz umocnienia materiałów, spowodowane zastosowaniem zmiany drogi odkształcania. Szczegółowej analizie poddane zostały mechanizmy umocnienia odkształceniowego (dyslokacyjnego oraz pochodzącego od podstruktury) oraz umocnienia cząstkami faz obcych (wydzieleniowego). W dalszej części pracy omówione zostały efekty wynikające z działania tych mechanizmów podczas procesów charakteryzujących się zmianą drogi odkształcania w postaci przebudowy struktury dyslokacyjnej. Przedstawiono również istniejące modele naprężenia uplastyczniającego dla procesów charakteryzujących się zmianą kierunku

działania obciążenia. Przeprowadzono dyskusję podstaw fizycznych badanych modeli oraz możliwości ich zastosowania w modelowaniu komputerowym procesów o złożonej historii odkształcenia.

W części doświadczalnej pracy, przeprowadzone zostały badania z wykorzystaniem wybranych procesów przeróbki plastycznej, które charakteryzowały się złożoną historią odkształcenia. Badania wykonane zostały dla pięciu gatunków materiałów: stali niskowęglowej, stanowiącej materiał referencyjny, dwóch stali mikrostopowych o strukturze ferrytycznej z mikrodotądkiem Nb oraz dwóch stopów modelowych o strukturze austenitycznej (jednym z mikrodotądkiem Nb, drugi bez). W celu określenia wpływu zmiany drogi odkształcenia na mikrostrukturę i własności materiału przeprowadzone zostały zarówno cykliczne badania plastometryczne z różnymi schematami obciążenia, jak i rzeczywiste procesy przeróbki plastycznej obejmujące proces walcowania nawrotnego oraz złożony proces wytwarzania (Kątowe Wielostopniowe Ciągnięcie, ciągnięcie liniowe i spłaszczanie). Analizie poddany został wpływ poszczególnych parametrów procesowych na własności mechaniczne oraz zmiany mikrostrukturalne. W pracy skupiono się na analizie mechanizmu odkształceniowego oraz wydzieleniowego. W celu jednoznacznego określenia wpływu zmiany drogi odkształcenia na omawiane mechanizmy umocnienia przeprowadzono analizę porównawczą z wykorzystaniem procesów monotonicznych. Dodatkowo szczegółowej dyskusji został poddany wpływ zastosowanej wielkości odkształcenia zastępczego w cyklu na zmiany struktury dyslokacyjnej, poprzez analizę rozkładu oraz udziału objętościowego dyslokacji geometrycznie niezbędnych zaobserwowanych w materiale po odkształceniu.

Wykorzystując wyniki analizy literaturowej oraz zrealizowanych badań doświadczalnych przeprowadzono weryfikację wybranych, istniejących modeli naprężenia uplastyczniającego dla wykonanych w części doświadczalnej cyklicznych badań plastometrycznych. W celu oceny przydatności wybranych modeli naprężenia uplastyczniającego w modelowaniu własności materiałów poddanych zmiennej drodze odkształcenia wykonano symulacje numeryczne. W oparciu o uzyskane wyniki weryfikacji istniejących rozwiązań oraz wcześniej opisanych badań doświadczalnych, zaproponowano modyfikację modelu Rauch Gracio Barlat (RGB). Modyfikacja modelu RGB została podzielona na dwie istotne części. Pierwsza obejmowała zastąpienie opisu gęstości dyslokacji uzależnionej od kierunku działania obciążenia na gęstość dyslokacji znajdujących się wewnątrz komórek oraz w ścianach komórkowych. Natomiast druga polegała na dodaniu członu opisującego proces umocnienia wydzieleniowego do końcowej postaci równania przedstawiającej wielkość naprężenia uplastyczniającego. Skuteczność działania zaproponowanego podejścia zweryfikowano zarówno, w symulacjach cyklicznych prób plastometrycznych oraz procesu walcowania nawrotnego, jak i poprzez porównanie otrzymanych wyników obliczeniowych z wynikami badań doświadczalnych. Ocena zrealizowanych w pracy badań pozwoliła na sformułowanie następujących wniosków:

- Wzrost własności mechanicznych materiałów poddanych złożonej historii odkształcenia jest głównie efektem umocnienia odkształceniowego związanego z reorganizacją podstruktury dyslokacyjnej. Efekt ten został zaobserwowany m. in. dzięki porównaniu procesu skręcania monotonicznego z odkształceniem cyklicznym. W warunkach monotonicznych ziarna ulegają większemu rozdrobnieniu, a niewielki przyrost granic wysokiego kąta, podczas procesów z zastosowaniem zmiennej drogi odkształcenia, jest wynikiem występowania odkształcenia powrotnego.
- Obecność cząstek fazy obcej odgrywa istotną rolę zarówno w procesie umocnienia materiału, jak i jego mięknięcia. Zastosowanie stali z mikrodotądkiem Nb spowodowało wystąpienie dodatkowego mechanizmu umocnienia wydzieleniowego. Obecne

w mikrostrukturze stali cząstki fazy obcej stanowią dodatkowe bariery dla swobodnego ruchu dyslokacji. Efektem tego są zmiany w podstrukturze dyslokacyjnej, której udział objętościowy jest znacznie większy niż w stali niskowęglowej odkształcanej w tych samych warunkach.

- Wyniki badań doświadczalnych przeprowadzonych na potrzeby niniejszej rozprawy pozwalają na opracowanie związków konstytutywnych pomiędzy parametrami procesu odkształcania z zastosowaniem zmiennej drogi odkształcania a własnościami mechanicznymi wyrobów gotowych. W tym celu zastosowane zostały różne schematy odkształcania zarówno materiałów z oraz bez mikrododatku Nb. Dodatkowo, bazując na wynikach przeprowadzonych cyklicznych prób plastometrycznych oraz na ich analizie mikrostrukturalnej wyznaczone zostały parametry modeli reologicznych badanych materiałów.
- Analiza zmian występujących w materiałach wielofazowych oraz umacnianych wydzieleniowo jest zagadnieniem bardzo złożonym i może stwarzać dodatkowe problemy podczas procesu modelowania zagadnień związanych ze złożoną historią odkształcania. Proste modele empiryczne nie uwzględniają istotnych zjawisk fizycznych, które towarzyszą analizowanym procesom odkształcania stali wielofazowych oraz umacnianych wydzieleniowo np. występowanie efektu Bauschingera czy reorganizacja struktury dyslokacyjnej.
- Zmiana średniej gęstości dyslokacji jako zmiennej wewnętrznej modelu reologicznego daje możliwości przewidywania krzywej plastycznego płynięcia oraz wyjaśnienia podstawowych zjawisk towarzyszących zmiennej drodze odkształcania. Należy jednak zwrócić uwagę na sposób opisu i podziału dyslokacji występujących w materiale. Uzależnienie zmiany średniej gęstości dyslokacji od kierunku działania obciążenia znacznie ogranicza możliwość zastosowania oryginalnej postaci modelu RGB. Opis gęstości dyslokacji jako dyslokacji występujących w ścianach komórek oraz w ich wnętrzu znacznie poprawia dokładność procesu modelowania oraz możliwości zastosowania modelu w symulacji realnych procesów odkształcania z zastosowaniem złożonej historii odkształcania.
- Zastosowano zmodyfikowaną postać modelu RGB, w której oprócz opisu średniej gęstości dyslokacji jako dyslokacji tworzących strukturę komórkową oraz znajdujących się wewnątrz komórek, dodatkowo uwzględniono wpływ umocnienia wydzieleniowego. Zastosowanie dodatkowego członu opisującego umocnienie wydzieleniowe stwarza możliwość poprawy dokładności symulacji numerycznej materiałów z mikrododatkiem stopowymi poddanych złożonej historii odkształcania.

Należy podkreślić, że podjęta w pracy problematyka jest przedmiotem intensywnych badań prowadzonych w wielu ośrodkach na całym świecie. Kluczowym aspektem w zaprezentowanym podejściu jest dodatkowy opis mechanizmu umocnienia wydzieleniowego stanowiący istotną rolę w kształtowaniu końcowych własności wyrobu gotowego, wytwarzanego na drodze złożonej historii odkształcania. Konieczne jest prowadzenie dalszych badań w kierunku rozszerzenia parametrów materiałowych oraz procesowych, które w istotny sposób mogą wpływać na mechanizmy umocnienia, a tym samym własności wyrobu końcowego.

Literatura

- [1] A. Korbel, W. Bochniak, The structure based design of metal forming operations, *J. Mater. Process. Technol.* 53 (1995) 229–237.
- [2] I.N. Basuroychowdhury, G.Z. Voyiadjis, A multiaxial cyclic plasticity model for non-proportional loading cases, *Int. J. Plast.* 14 (1998) 855–870.
- [3] J. Majta, *Odształcanie i własności. Stale mikrostopowe. Wybrane zagadnienia*, Uczelniane Wydawnictwo Naukowo- Dydaktyczne, AGH, Kraków, 2008.
- [4] A.G. Kostryzhev, Bauschinger effect in Nb and V microalloyed line pipe steels, University of Birmingham, 2009.
- [5] J. Ha, J. Lee, J.H. Kim, M.G. Lee, F. Barlat, Investigation of plastic strain rate under strain path changes in dual-phase steel using microstructure-based modeling, *Int. J. Plast.* 93 (2017) 89–111.
- [6] W. Bleck, Using the TRIP effect- the dawn of a promising group of cold formable steels, w: GRIP's Sparkling Worlds Steel, Proc. Int. Conf. TRIP-aided high strength Ferr. Alloy., Ghent, Belgia, 2002.
- [7] A. Karelova, C. Kremaszky, E. Werner, T. Hebesberger, A. Pichler, Influence of the edge conditions on the hole expansion property of dual-phase and complex-phase steels, w: Mater. Sci. Technol., Michigan, USA, 2007.
- [8] Z. Gronostajski, *Badania stosowane w zaawansowanych procesach kształtowania plastycznego*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 2003.
- [9] J.H. Beynon, B.P. Bradley, Understanding and exploiting strain paths, *Eng. Mater.* (2001) 3–12.
- [10] J. Sidor, A. Miroux, R. Petrov, L. Kestens, Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling processes, *Acta Mater.* 56 (2008) 2495–2507.
- [11] Z. Cyganek, K. Rodak, F. Grosman, Influence of rolling process with induced strain path on aluminum structure and mechanical properties, *Arch. Civ. Mech. Eng.* 13 (2013) 7–13.
- [12] H.S. Kim, Y. Estrin, Microstructural modelling of equal channel angular pressing for producing ultrafine grained materials, *Mater. Sci. Eng. A.* 410–411 (2005) 285–289.
- [13] M. Suś-Ryszkowska, T. Wejrzanowski, Z. Pakieła, K.J. Kurzydłowski, Microstructure of ECAP severely deformed iron and its mechanical properties, *Mater. Sci. Eng. A.* 369 (2004) 151–156.
- [14] N. Pardis, B. Talebanpour, R. Ebrahimi, S. Zomorodian, Cyclic expansion-extrusion (CEE): a modified counterpart of cyclic extrusion-compression (CEC), *Mater. Sci. Eng. A.* 528 (2011) 7537–7540.
- [15] M. Richert, Q. Liu, N. Hansen, Microstructural evolution over a large strain range in aluminium deformed by cyclic-extrusion-compression, *Mater. Sci. Eng. A.* 260 (1999) 275–283.
- [16] S. Ghosh, A.K. Singh, S. Mula, Effect of critical temperatures on microstructures and mechanical properties of Nb-Ti stabilized IF steel processed by multiaxial forging, *Mater. Des.* 100 (2016) 47–57.
- [17] A.K. Padap, G.P. Chaudhari, S.K. Nath, V. Pancholi, Ultrafine-grained steel fabricated using

- warm multiaxial forging: microstructure and mechanical properties, *Mater. Sci. Eng. A.* 527 (2009) 110–117.
- [18] J. Huang, Y.T. Zhu, D.J. Alexander, X. Liao, T.C. Lowe, R.J. Asaro, Development of repetitive corrugation and straightening, *Mater. Sci. Eng. A.* 371 (2004) 35–39.
- [19] L. Olejnik, A. Rosochowski, M. Richert, Incremental ECAP of plates, *Mater. Sci. Forum.* 584 (2008) 108–113.
- [20] A. Rosochowski, L. Olejnik, Incremental ECAP with converging billets, *Key Eng. Mater.* 554 (2013) 869–875.
- [21] H. Utsunomiya, K. Hatsuda, T. Sakai, Y. Saito, Continuous grain refinement of aluminum strip by conshearing, *Mater. Sci. Eng. A.* 372 (2004) 199–206.
- [22] L. Li, J. Virta, Ultrahigh strength steel wires processed by severe plastic deformation for ultrafine grained microstructure, *Mater. Sci. Technol.* 27 (2011) 845–862.
- [23] A.A. Zisman, V. V. Rybin, S. Van Boxel, M. Seefeldt, B. Verlinden, Equal channel angular drawing of aluminium sheet, *Mater. Sci. Eng. A.* 427 (2006) 123–129.
- [24] J. Majta, K. Muszka, Mechanical properties of ultra fine-grained HSLA and Ti-IF steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 464 (2007) 186–191.
- [25] U. Chakkingal, A.B. Suriadi, P.F. Thomson, The development of microstructure and the influence of processing route during equal channel angular drawing of pure aluminum, *Mater. Sci. Eng. A.* 266 (1999) 241–249.
- [26] Y.T. Zhu, T.G. Langdon, The fundamentals of nanostructured materials processed by severe plastic deformation, *Jom.* 56 (2004) 58–63.
- [27] M. Wielgus, Własności mechaniczne wyrobów ciągnionych z dużą niejednorodnością akumulacji odkształcenia, Akademia Górniczo- Hutnicza, Kraków, Polska, 2010.
- [28] K. Muszka, Modelling of deformation inhomogeneity in the angular accumulative drawing process-multiscale approach, *Mater. Sci. Eng. A.* 559 (2013) 635–642.
- [29] J. Majta, K. Muszka, S. Dymek, D. Dziedzic, M. Kopyściański, Study of the microstructure and properties of microalloyed steel wires fabricated by AAD (Angular Accumulated Drawing), w: *Steel Res. Int.*, 2012.
- [30] K. Muszka, L. Madej, J. Majta, The effects of deformation and microstructure inhomogeneities in the Accumulative Angular Drawing (AAD), *Mater. Sci. Eng. A.* 574 (2013) 68–74.
- [31] Z. Pater, G. Samołyk, Podstawy technologii obróbki plastycznej metali, Politechnika Lubelska, Lublin, 2013.
- [32] M. Maj, Wpływ kierunku wstępnego odkształcenia na proces magazynowania energii, Zakład Mechaniki Materiałów i Biomechaniki, Warszawa, 2007.
- [33] G.E. Dieter, D. Bacon, *Mechanical metallurgy*, Nowy York, 1962.
- [34] H. Wang, H. Jing, L. Zhao, Y. Han, X. Lv, L. Xu, Dislocation structure evolution in 304L stainless steel and weld joint during cyclic plastic deformation, *Mater. Sci. Eng. A.* 690 (2017) 16–31.
- [35] K.B. Kostin, X-ray topography picture of a Frank-Read type dislocation source, (2008). https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_5/illustr/s5_4_1c.html.

- [36] A.N. Stroh, A theory of the fracture of metals, *Advances Phys.* 6 (1957) 21–28.
- [37] S.H. Doong, S. D.F., Deformation mechanisms of metals under complex nonproportional cyclic loadings, *ICBMFF3. 52a* (1989) 1–20.
- [38] G. Cailletaud, V. Doquet, A. Pineau, *Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel: microstructural observations and micromechanical modelling, Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loadings*, Londyn, 1991.
- [39] L. Bocher, P. Delobelle, P. Robinet, X. Feaugas, Mechanical and microstructural investigations of an austenitic stainless steel under non-proportional loadings in tension torsion-internal and external pressure, *Int. J. Plast.* 17 (2001) 1491–1530.
- [40] D.A. Hughes, N. Hansen, High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms, *Acta Mater.* 45 (1997) 3871–3886.
- [41] M.R. Barnett, F. Montheillet, The generation of new high-angle boundaries in aluminium during hot torsion, *Acta Mater.* 50 (2002) 2285–2296.
- [42] L. Sun, K. Muszka, B.P. Wynne, E.J. Palmiere, The effect of strain path reversal on high-angle boundary formation by grain subdivision in a model austenitic steel, *Scr. Mater.* 64 (2011) 280–283.
- [43] M.F. Ashby, The deformation of plastically non-homogeneous materials, *Philos. Mag.* 21 (1970) 399–424.
- [44] Z.S. Basinski, S.J. Basinski, Fundamental aspects of low amplitude cyclic deformation in face-centred cubic crystals, *Prog. Mater. Sci.* 36 (1992) 89–148.
- [45] L.P. Kubin, B. Devincere, From dislocation mechanisms to dislocation microstructures and strain hardening, *Deform. Microstruct. Anal. Relat. to Prop.* (1999) 61–83.
- [46] K. Przybyłowicz, *Strukturalne aspekty odkształcania metali*, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2002.
- [47] B. Mikułowski, G. Boczkal, Zn-Ti single crystals deformed along the basal slip system, *Arch. Metall. Mater.* 54 (2009) 197–203.
- [48] S.L. Semiatin, J.J. Jonas, *Formability & workability of metals. Plastic instability & flow localization*, American Society for Metals, 1984.
- [49] D. Lunt, T. Busolo, X. Xu, J. Quinta da Fonseca, M. Preuss, Effect of nanoscale α_2 precipitation on strain localisation in a two-phase Ti-alloy, *Acta Mater.* 129 (2017) 72–82.
- [50] N.E. Dowling, *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*, Pearson, 2000.
- [51] S. Takaki, K. Kawasaki, Y. Futamura, T. Tsuchiyama, Deformation behavior of ultrafine grained iron, *Mater. Sci. Forum.* 503–504 (2006) 317–322.
- [52] A. Uenishi, C. Teodosiu, E. V. Nesterova, Microstructural evolution at high strain rates in solution-hardened interstitial free steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 400–401 (2005) 499–503.
- [53] M. Odnobokova, A. Belyakov, R. Kaibyshev, Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working, *Metals (Basel)*. 5 (2015) 656–668.
- [54] L.P. Kubin, Y. Estrin, Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Chatelier effect, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 697–708.

- [55] J.C.M. Li, Petch relation and grain boundary sources, *Trans. Metall. Soc. AIME*. 227 (1963) 239.
- [56] L. Dobrzański, *Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach*, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1996.
- [57] N. Hansen, Hall-Petch relation and boundary strengthening, *Scr. Mater.* 51 (2004) 801–806.
- [58] J. Majta, A.K. Zurek, The problem of valuation of the ferrite structure after deformation in the two-phase region, w: *Plast. 8th Int. Symp. Plast. its Curr. Appl., Plastic and viscoplastic response of materials and metal forming*, Whistler, 2000.
- [59] T. Gladman, Precipitation hardening in metals, *Mater. Sci. Technol.* 15 (1999) 30–36.
- [60] J.W. Martin, *Precipitation hardening, II*, Elsevier, Butterworth-Heinemann, 1998.
- [61] R. Soto, W. Saikaly, X. Bano, C. Issartel, G. Rigaut, A. Charai, Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties, *Acta Mater.* 47 (1999) 3475–3481.
- [62] N.F. Mott, F.R.. Nabarro, *Strength of solid*, Physical Society, London, 1948.
- [63] E. Orowan, *Symposium on internal stresses in metals and alloys*, Institute of Metals, London, 1947.
- [64] J. Wang, P.D. Hodgson, I. Bikmukhametov, M.K. Miller, I. Timokhina, Effects of hot-deformation on grain boundary precipitation and segregation in Ti-Mo microalloyed steels, *Mater. Des.* 141 (2018) 48–56.
- [65] Y. Funakawa, T. Shiozaki, K. Tomita, T. Yamamoto, E. Maeda, Development of high strength Hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides, *ISIJ Int.* 44 (2004) 1945–1951.
- [66] E.O. Hall, The deformation and ageing of mild steel: II characteristics of the Luder's deformation, *Proc. Phys. Soc. Sect. B.* 64 (1951) 742–747.
- [67] N.J. Petch, The cleavage strength of polycrystals, *J. Iron Steel InstInst.* 174 (1953) 25–28.
- [68] A.K. Head, The positions of dislocations in arrays, *Philos. Mag.* 4 (1959) 295–302.
- [69] J.D. Eshelby, F.C. Frank, F.R.N. Nabarro, The equilibrium of linear arrays of dislocations., *Philos. Mag. Ser. 7.* 42 (1951) 351–364.
- [70] T. Gladman, *The physical metallurgy of microalloyed steels*, Londyn, 1997.
- [71] K. Muszka, J. Majta, P.D. Hodgson, Modeling of the mechanical behavior of nanostructured HSLA steels, 47 (2007) 1221–1227.
- [72] J.W. Wyrzykowski, E. Pleszakow, J. Sieniawski, *Odształcanie i pękanie metali*, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne WNT, Warszawa, 1999.
- [73] M. Głowacka, *Metaloznawstwo, III*, Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk, 1996.
- [74] J. Majta, *Complete model for niobium- microalloyed steels deformed under hot working conditions*, Kraków, 2000.
- [75] M. Kurita, M. Yamamoto, K. Toyama, S. Nomura, K. Katahira, Effects of strengthening mechanisms on fatigue properties of ferrite- pearlite hot- rolled sheet steel, *ISIJ Int.* 36 (1996) 481–486.

- [76] M. Kurita, M. Yamamoto, K. Toyama, N. Komatsubara, K. Kunishige, Effect of strengthening mechanisms on fatigue properties of low carbon dual phase sheet steel, *Tetsu-to-Hagane*. 81 (1995) 1091–1096.
- [77] J. Myalski, F. Grosman, B. Hekner, M. Tkocz, Improvement of particle-reinforced composites by metal forming aided by cyclic shear stress, w: *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, 2015.
- [78] M.E.Kassner, P.Geantil, L.E.Levine, B.C.Larson, Backstress , the Bauschinger effect and cyclic deformation, *Mater. Sci. Forum*. 604–605 (2009) 39–51.
- [79] N.P. Gurao, S. Sethuraman, S. Suwas, Effect of strain path change on the evolution of texture and microstructure during rolling of copper and nickel, *Mater. Sci. Eng. A*. 528 (2011) 7739–7750.
- [80] M. Kiritani, Y. Satoh, Y. Kizuka, K. Arakawai, Y. Ogasawara, S. Arai, Y. Shimomura, Anomalous production of vacancy clusters and the possibility of plastic deformation of crystalline metals without dislocations, *Philos. Mag. Lett.* 79 (1999) 797–804.
- [81] A. Korbel, W. Bochniak, Luders deformation and superplastic flow of metals extruded by KOBO method, *Philos. Mag.* 93 (2013) 1883–1913.
- [82] Z.S. Basinski, A. Korbel, S.J. Basinski, The temperature dependence of the saturation stress and dislocation substructure in fatigued copper single crystals, *Acta Metall.* 28 (1980) 191–207.
- [83] A. Korbel, W. Bochniak, Stratified plastic flow in metals, *Int. J. Mech. Sci.* 128–129 (2017) 269–276.
- [84] A. Korbel, W. Bochniak, P. Ostachowski, L. Błaz, Visco-plastic flow of metal in dynamic conditions of complex strain scheme, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 42 (2011) 2881–2897.
- [85] T. Hasegawa, T. Yakou, S. Karashima, Deformation behaviour and dislocation structures upon stress reversal in polycrystalline aluminium, *Mater. Sci. Eng.* 20 (1975) 267–276.
- [86] A. Abel, Historical perspectives and some of the main features of the Bauschinger effect, *Mater. Forum*. 10 (1987) 11–26.
- [87] B.K. Chun, H.Y. Kim, J.K. Lee, Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part II: applications, *Int. J. Plast.* 18 (2002) 597–616.
- [88] A. Abel, H. Muir, The Bauschinger effect and discontinuous yielding, *Philos. Mag.* 26 (1972) 489–504.
- [89] E.F. Rauch, J.J. Gracio, F. Barlat, Work-hardening model for polycrystalline metals under strain reversal at large strains, *Acta Mater.* 55 (2007) 2939–2948.
- [90] L. Madej, K. Muszka, K. Perzyński, J. Majta, M. Pietrzyk, Computer aided development of the levelling technology for flat products, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 60 (2011) 291–294.
- [91] P. Kaldunski, L. Kukielka, R. Patyk, A. Kułakowska, Study of the influence of selected anisotropic parameter in the Barlat ' s model on the drawpiece shape, w: *AIP Conf. Proc.*, 2018.
- [92] M.C. Araujo, Non-linear kinematic hardening model for multiaxial cyclic plasticity, *Universidade Federal do Piauí, Teresina*, 2002.
- [93] R.T. Shield, H. Ziegler, On Prager's hardening rule, *ZAMP Zeitschrift Angew. Math. und Phys.*

- 9 (1958) 260–276.
- [94] P. Kelly, Solid mechanics part II: engineering solid mechanics, 2012. <http://homepages.engineering.auckland.ac.nz>.
- [95] Y. Jiang, P. Kurath, Characteristics of the Armstrong-Frederick type plasticity models, *Int. J. Plast.* 12 (1996) 387–415.
- [96] K. Chełmiński, P. Neff, S. Owczarek, The Armstrong–Frederick cyclic hardening plasticity model with Cosserat effects, *J. Differ. Equ.* 256 (2014) 3497–3523.
- [97] X. Chen, R. Jiao, K.S. Kim, On the Ohno-Wang kinematic hardening rules for multiaxial ratcheting modeling of medium carbon steel, *Int. J. Plast.* 21 (2005) 161–184.
- [98] N. Ohno, Constitutive modeling of cyclic plasticity with emphasis on ratchetting, *Int. J. Mech. Sci.* 40 (1998) 251–261.
- [99] N. Ohno, J.D. Wang, Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part II: application to experiments of ratchetting behavior, *Int. J. Plast.* 9 (1993) 391–403.
- [100] G.Z. Voyiadjis, P.I. Kattan, A plasticity-damage theory for large deformation of solids-I: theoretical formulation, *Int. J. Eng. Sci.* 30 (1992) 1089–1108.
- [101] G.Z. Voyiadjis, P.I. Kattan, A coupled theory of damage mechanics and finite strain elasto-plasticity-II: damage and finite strain plasticity, *Int. J. Eng. Sci.* 28 (1990) 505–524.
- [102] J.L. Chaboche, Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity, *Int. J. Plast.* 2 (1986) 149–188.
- [103] B.K. Chun, J.T. Jinn, J.K. Lee, Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part I: theory, *Int. J. Plast.* 18 (2002) 571–595.
- [104] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, *Mechanics of solid materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 2002.
- [105] G.R. Johnson, W.H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, w: 7th Int. Symp. Ballist., St. Peterburg, 1983.
- [106] W.K. Rule, S.E. Jones, A revised form for the Johnson–Cook strength model, *Int. J. Impact Eng.* 21 (1998) 609–624.
- [107] P.E.J. Rivera-Díaz-Del-Castillo, M. Huang, Dislocation annihilation in plastic deformation: I: multiscale irreversible thermodynamics, *Acta Mater.* 60 (2012) 2606–2614.
- [108] U.F. Kocks, H. Mecking, Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case, *Prog. Mater. Sci.* 48 (2003) 171–273.
- [109] Y. Estrin, H. Mecking, A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models, *Acta Metall.* 32 (1984) 57–70.
- [110] W.D. Nix, J.C. Gibeling, D.A. Hughes, Time-dependent deformation of metals, *Metall. Trans. A.* 16 (1985) 2215–2226.
- [111] Y. Estrin, L.S. Tóth, A. Molinari, Y. Bréchet, A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation, *Acta Mater.* 46 (1998) 5509–5522.
- [112] F. Roters, D. Raabe, G. Gottstein, Work hardening in heterogeneous alloys—a microstructural approach based on three internal state variables, *Acta Mater.* 48 (2000)

- 4181–4189.
- [113] D.L. Holt, Dislocation cell formation in metals, *J. Appl. Phys.* 41 (1970) 3197–3201.
 - [114] D. Walgraef, E.C. Aifantis, On the formation and stability of dislocation patterns-I: one-dimensional considerations, *Int. J. Eng. Sci.* 23 (1985) 1351–1358.
 - [115] D. Walgraef, E.C. Aifantis, On the formation and stability of dislocation patterns-III: Three-dimensional considerations, *Int. J. Eng. Sci.* 23 (1985) 1365–1372.
 - [116] D. Walgraef, E.C. Aifantis, On the formation and stability of dislocation patterns-II: Two-dimensional considerations, *Int. J. Eng. Sci.* 23 (1985) 1359–1364.
 - [117] I. Groma, G.S. Pawley, Role of the secondary slip system in a computer simulation model of the plastic behaviour of single crystals, *Mater. Sci. Eng. A.* 164 (1993) 306–311.
 - [118] Y.J.M. Bréchet, G.R. Canova, L.P. Kubin, Static versus propagative plastic strain localisations, *Scr. Metall. Mater.* 29 (1993) 1165–1170.
 - [119] B. Devincere, T. Hoc, L.P. Kubin, Dislocation mean free paths and strain hardening of crystals, *Science* (80-.). 320 (2008) 1745–1748.
 - [120] P.S. Follansbee, *Fundamentals of strength: principles, experiment, and applications of an internal state variable constitutive formulation*, The Materials, Metals & Materials Society, New Jersey, 2014.
 - [121] A.K. Zurek, P.S. Follansbee, A comparison of shear localization susceptibility in U-0.75 wt pct Ti and W-Ni-Fe during high strain rate deformation, *Metall. Mater. Trans. A.* 26 (1995) 1483–1490.
 - [122] P.S. Follansbee, U.F. Kocks, A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable, *Acta Metall.* 36 (1988) 81–93.
 - [123] P.S. Follansbee, J.C. Huang, G.T. Gray, Low-temperature and high-strain-rate deformation of nickel and nickel-carbon alloys and analysis of the constitutive behavior according to an internal state variable model, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 1241–1254.
 - [124] Y. Estrin, *Dislocation-density-related constitutive modeling, w: Unified Const. Laws Plast. Deform.*, Academic Press, San Diego, 1996.
 - [125] U.F. Kocks, A.S. Argon, M.F. Ashby, Thermodynamics and kinetics of slip, *Prog. Mater. Sci.* 19 (1975) 171–229.
 - [126] U.F. Kocks, Laws for work-hardening and low-temperature creep, *Trans. ASME. Ser. H, J. Eng. Mater. Technol.* 98 (1976) 76–85.
 - [127] H. Mecking, U.F. Kocks, Kinetics of flow and strain-hardening, *Acta Metall.* 29 (1981) 1865–1875.
 - [128] H. Mecking, Y. Estrin, *Constitutive relations and their physical basis, w: 8th Riso Int. Symp. Metall. Materials Sci.*, Roskilde, 1987.
 - [129] Z. Hu, E.F. Rauch, C. Teodosiu, Work-hardening behavior of mild steel under stress reversal at large strains, *Int. J. Plast.* 8 (1992) 839–856.
 - [130] B. Peeters, S.R. Kalidindi, P. Van Houtte, E. Aernoudt, A crystal plasticity based work-hardening/softening model for b.c.c. metals under changing strain paths, *Acta Mater.* 48 (2000) 2123–2133.

- [131] Y. Bergström, H. Hallén, An improved dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe, *Mater. Sci. Eng.* 55 (1982) 49–61.
- [132] Y. Bergström, A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations, *Mater. Sci. Eng.* 5 (1970) 193–200.
- [133] L.S. Tóth, A. Molinari, Y. Estrin, Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model, *J. Eng. Mater. Technol.* 124 (2002) 71.
- [134] J. Zhang, A novel fuzzy digital image correlation algorithm for non-contact measurement of strain during tensile tests., University of Sherbrooke, Sherbrooke, 2016.
- [135] K. Muszka, Ł. Madej, P. Graca, M. Stefańska- Kądziela, J. Majta, Microstructure-based numerical modelling of manufacturing processes of nanolayered materials, *J. Mach. Eng.* 14 (2014) 39–52.
- [136] J. Majta, K. Muszka, L. Madej, M. Kwiecien, P. Graca, Study of the effects of micro- and nanolayered structures on mechanical response of microalloyed steels, *Manuf. Sci. Technol.* 3 (2015) 134–140.
- [137] M. Wielgus, J. Majta, J. Łuksza, Nowa metoda kątownego wielostopniowego ciągnięcia, *Pr. Nauk. Politech. Warsz. Mech.* 226 (2009) 131–136.
- [138] P. Lisiecka-Graca, K. Muszka, J. Majta, L. Madej, Prediction of strain inhomogeneity during cyclic plastometric tests based on digital material representation approach, w: *Mater. Sci. Technol. Conf. Exhib.*, Pittsburgh, 2017.
- [139] J. Baczynski, J.J. Jonas, Texture development during the torsion testing of α -iron and two if steels, *Acta Mater.* 44 (1996) 4273–4288.
- [140] D.P. Field, P.B. Trivedi, S.I. Wright, M. Kumar, Analysis of local orientation gradients in deformed single crystals, *Ultramicroscopy.* 103 (2005) 33–39.
- [141] H. Gao, Y. Hang, W.D. Nix, J.W. Hutchinson, Mechanism-based strain gradient plasticity - I. Theory, *J. Mech. Phys. Solids.* 47 (1999) 1239–1263.
- [142] J.R. Cahoon, W.H. Broughton, A.R. Kutzak, The determination of yield strength from hardness measurements, *Metall. Trans.* 2 (1971) 1979–1983.
- [143] J. Majta, K. Perzynski, K. Muszka, P. Graca, Ł. Madej, Modeling of grain refinement and mechanical response of microalloyed steel wires severely deformed by combined forming process, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 89 (2017) 1559–1574.
- [144] P. Graca, K. Muszka, J. Majta, K. Perzyński, Digital Image Correlation (DIC) system as a verification tool for constitutive models of deformation with complex strain path changes, *Comput. Methods Mater. Sci.* 16 (2016) 47–53.
- [145] B. Banerjee, The mechanical threshold stress model for various tempers of AISI 4340 steel, *Int. J. Solids Struct.* 44 (2007) 834–859.
- [146] D.M. Goto, R.K. Garrett, J.F. Bingert, S.R. Chen, G.T. Gray, The mechanical threshold stress constitutive-strength model description of HY-100 steel, *Metall. Mater. Trans. A.* 31 (2000) 1985–1996.
- [147] P. Graca, K. Muszka, J. Majta, M. Stefanska-Kadziela, D. Dziedzic, M. Kwiecien, Mechanical response of microalloyed steel subjected to nonlinear Deformation, *Key Eng. Mater.* 622–623 (2014) 314–321.

- [148] P. Lisiecka-Graca, K. Muszka, J. Majta, Study of the effects of strain path changes on mechanical response of microalloyed austenite using three point bending, w: XXIV Int. Conf. Comput. Methods Mater. Technol., Zakopane, 2017.