

POLITECHNIKA ŚLĄSKA
Wydział Mechaniczny Technologiczny



mgr inż. Mateusz MORAWIEC

PRACA DOKTORSKA

Wpływ szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną w stalach wielofazowych z austenitem szczątkowym

PROMOTOR
prof. dr hab. inż. Adam Grajcar

GLIWICE 2023

Praca doktorska: „Wpływ szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną w stalach ...”
mgr inż. Mateusz Morawiec

Praca została częściowo wykonana w ramach grantu Narodowego Centrum Nauki, OPUS nr 2017/27/B/ST8/02864.

Podziękowania:

Składam serdeczne podziękowania Profesorowi Roumenowi Petrovowi za umożliwienie wykonania badań SEM/EBSD w trakcie 3-miesięcznego stażu naukowego w Ghent University, Faculty of Engineering and Architecture, Department of Electromechanical, Systems and Metal Engineering, Gandawa, Belgia.

Serdecznie dziękuję Prof. dr hab. inż. Zbigniewowi Gronostajskiemu oraz dr inż. Jakubowi Krawczykowi za pomoc w przeprowadzeniu badań dynamicznego rozciągania w Katedrze Obróbki Plastycznej, Spawalnictwa i Metrologii, Wydział Mechaniczny, Politechnika Wroclawska.

Dziękuję Panu Prof. dr hab. inż. Adamowi Grajcarowi za pełnienie funkcji Promotora, pomoc merytoryczną oraz wyrozumiałość podczas realizacji niniejszej pracy.

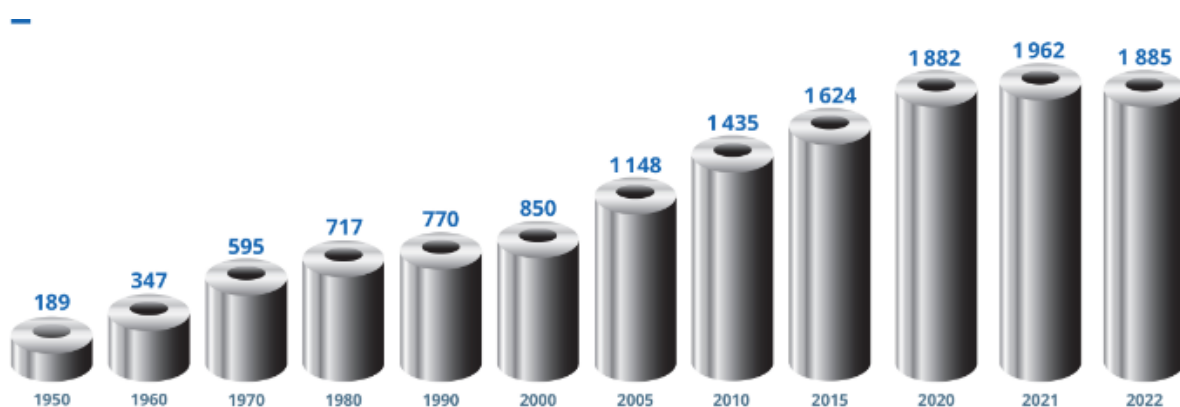
Spis treści

1. Wstęp.....	5
2. Przegląd piśmiennictwa	14
2.1. Charakterystyka stali wielofazowych z austenitem szcążkowym	14
2.1.1. Stale ferrytyczno-bainityczne z austenitem szcążkowym	14
2.1.2. Stale bainityczne z austenitem szcążkowym.....	19
2.1.3. Średniomanganowe stale wielofazowe	23
2.2. Metody badawcze wykorzystujące duże szybkości odkształcenia.....	34
2.2.1. Metoda Hopkinsona	35
2.2.2. Metoda młota rotacyjnego.....	40
2.2.3. Metoda młota spadowego.....	43
2.2.4. Testy zderzeniowe (crash-tests)	50
2.3. Wpływ szybkości odkształcenia na relację pomiędzy mikrostrukturą a właściami mechanicznymi	54
2.3.1. Wpływ szybkości odkształcenia na własności wytrzymałościowe	54
2.3.2. Wpływ szybkości odkształcenia na własności plastyczne	58
2.3.3. Efekty temperaturowe towarzyszące odkształceniu z dużą szybkością	61
2.3.4. Wpływ szybkości odkształcenia na postęp przemiany martenzytycznej austenitu szcążkowego	64
2.4. Podsumowanie przeglądu piśmiennictwa	67
3. Badania własne	69
3.1. Cel i teza pracy	69
3.2. Materiał do badań.....	70
3.3. Metodyka badań	74
3.3.1. Dynamiczna próba rozciągania	74
3.3.2. Badania strukturalne.....	76
3.3.3. Badania rentgenowskie.....	78
3.4. Wyniki badań i ich omówienie.....	79
3.4.1. Wyniki badań własności mechanicznych.....	79
3.4.2. Wyniki badań strukturalnych	81
3.4.3. Wyniki badań rentgenowskich	86
3.4.4. Wyniki badań EBSD	88
3.4.5. Wyniki transmisyjnej mikroskopii elektronowej	97
3.4.6. Wyniki badań fraktograficznych	103

4. Omówienie i dyskusja wyników badań	106
4.1. Czynniki wpływające na stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego.....	106
4.2. Wpływ szybkości odkształcenia na własności mechaniczne stali	106
4.3. Wpływ szybkości odkształcenia na ewolucję mikrostruktury stali.....	110
4.4. Wpływ szybkości odkształcenia na postęp przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego	115
5. Wnioski	119
Literatura	121
STRESZCZENIE	138
ABSTRACT	139

1. Wstęp

Stal jako główny materiał konstrukcyjny, mimo że uważany czasem za mało rozwojowy, wciąż cieszy się dużą popularnością. Od wielu lat obserwuje się ciągle rosnący trend zarówno w produkcji jak i zastosowaniu stali. Gwałtowny wzrost produkcji stali rozpoczął się od 2000 r. i trwa nadal; w 2022 roku wyniosła ona 1885 milionów ton (rys. 1). Jest to związane z ciągłym i wysokim zapotrzebowaniem wielu gałęzi rynku krajowego jak i zagranicznego na produkty stalowe w postaci: wyrobów żebrowanych do zbrojenia betonu, elementów konstrukcyjnych (profile otwarte i zamknięte), blach gorąco- i zimnowalcowanych, itd. Zgodnie z raportem Światowego Stowarzyszenia Stali (World Steel Association) w sierpniu 2022 roku, globalna produkcja stali wzrosła o 11,6 % względem sierpnia 2020 [1]. Dodatkowo coraz większy popyt na wyroby stalowe prowadzi do wzrostu ceny za tonę. Efekt ten jest coraz bardziej zauważalny, ze względu na ciągłą rozbudowę infrastruktury drogowej, kolejowej jak i zabudowy mieszkalnej.

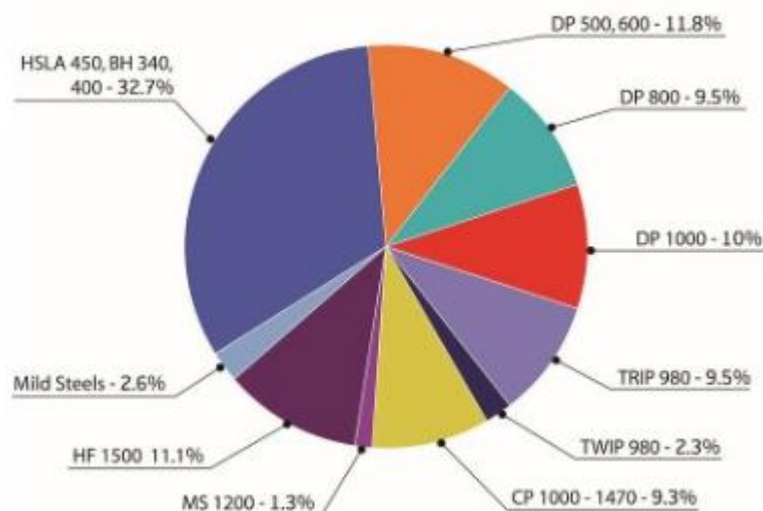


Rys. 1. Globalna produkcja stali w latach 1950 ÷ 2022 [1].

Głównym rynkiem zbytu wyrobów stalowych jest branża budowlana, gdzie istotne są wyroby żebrowane: pręty, walcówka, siatki stalowe, itp. Dodatkowo coraz większe zainteresowanie dotyczy wyrobów stalowych do sprężania betonu. Zainteresowanie jest tak duże, że opracowywane i wdrażane są nowe gatunki stali konstrukcyjnych. Stal znajduje również zastosowanie przy produkcji maszyn i urządzeń, drobnych opakowań spożywczych, obudów urządzeń gospodarstwa domowego czy pojazdów stosowanych w transporcie publicznym [2-6].

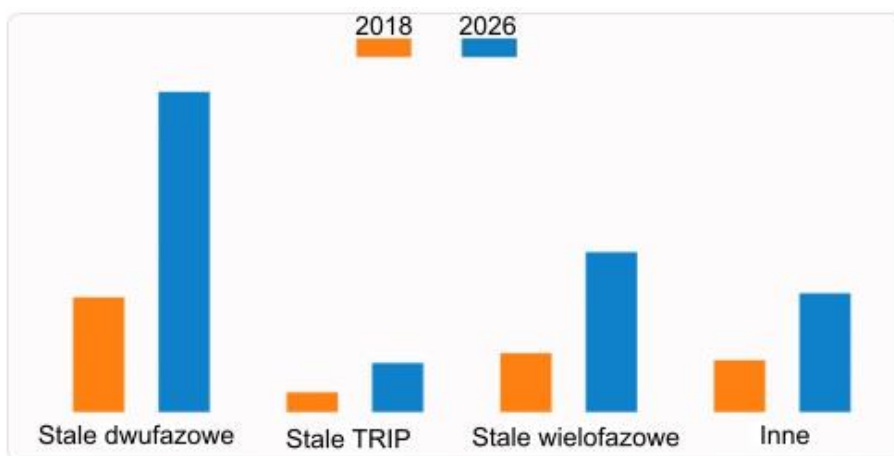
Inną, istotną gałęzią rynku, w której dominującym materiałem jest stal jest przemysł automotive [1]. Mimo prób stosowania innych materiałów w konstrukcji nadwozia, jak: stopy aluminium, magnezu, włókna węglowe czy kompozyty, dalej w tym segmencie dominuje stal (rys. 2). Jest to związane ze stosunkowo łatwym procesem produkcyjnym, efektywnością recyklingu oraz dobrą spawalnością, która jest istotna biorąc pod uwagę proces produkcji

nadwozia samochodu [7-11]. Innym ważnym aspektem jest możliwość (poprzez modyfikację składu chemicznego czy obróbki cieplnej lub/i plastycznej) sterowania w szerokim zakresie uzyskanymi własnościami mechanicznymi [12-16]. Przykładem grupy stali dedykowanej do przemysłu automotive są wysokowytrzymałe stale wielofazowe AHSS (advanced high strength steels) [17-21].



Rys. 2. Udział poszczególnych grup stali w konstrukcji nadwozia samochodu [2].

Udział stali AHSS w konstrukcjach samochodów osobowych wciąż rośnie i wynosi ponad 50% w całej konstrukcji [2]. Jednocześnie przewiduje się, że do roku 2026 globalny rynek zbytu tych stali wzrośnie i będzie wynosił około 33,85 mld dolarów [22]. Jednocześnie przewiduje się, że największy udział w konstrukcji nowoczesnych samochodów będą miały stale DP, a następnie CP (rys. 3).



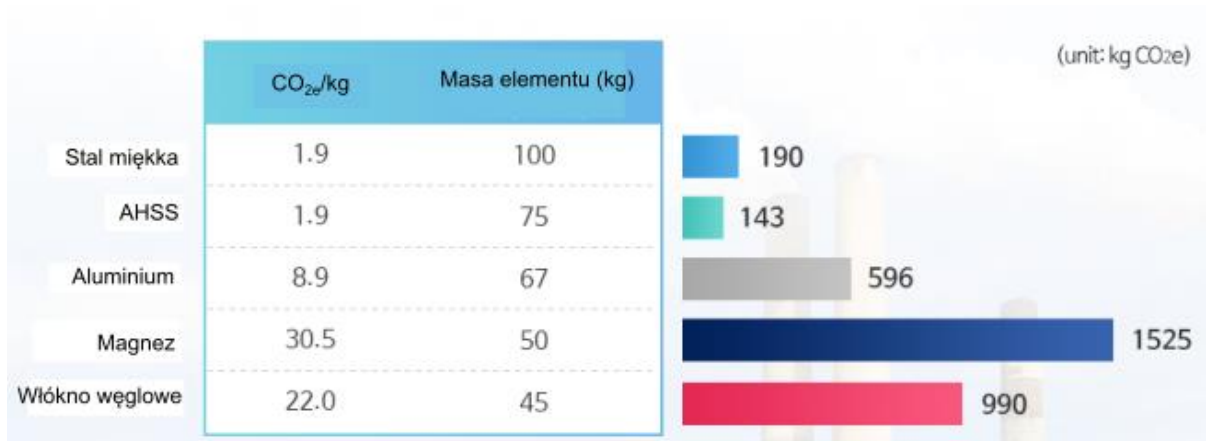
Rys. 3. Przewidywany wzrost udziału stali AHSS w konstrukcji nowoczesnego nadwozia samochodu osobowego [22].

Jest to związane z kilkoma czynnikami. Jednym z nich jest ich wysoka wytrzymałość, co pozwala na redukcję grubości taśm stalowych, z których produkowane są elementy nadwozia [21-23]. Pozwala to na redukcję masy pojazdu, a co za tym idzie zmniejszenie ilości zużytego paliwa, co finalnie prowadzi do mniejszego obciążenia środowiskowego przez spaliny. Jednak coraz częściej zmniejszenie masy wykorzystuje się na poczet zwiększenia ilości systemów odpowiedzialnych za bezpieczeństwo i komfort nowoczesnych pojazdów. Zatem finalna masa pojazdu zostaje mniej więcej taka sama, jednak implementowana jest w nich coraz większa liczba systemów bezpieczeństwa / poprawiających komfort jazdy [24-31]. Istotnym czynnikiem jest również emisja dwutlenku węgla w całym cyklu życia produktu. Rysunek 4 przedstawia udział emisji CO₂ w zależności od materiału wykorzystanego przy produkcji silnika spalinowego od momentu wyprodukowania, aż do złomowania. Zgodnie z przewidywaniami na chwilę obecną najmniejsze obciążenie dla środowiska wywierają stale wysokowytrzymałe. Przy cyklu życia pojazdu (dla silnika spalinowego) całkowita emisja CO₂ do atmosfery wynosi 33996 kg/CO₂. Jest to mniej o 1046 kg/CO₂ w porównaniu do aluminium.



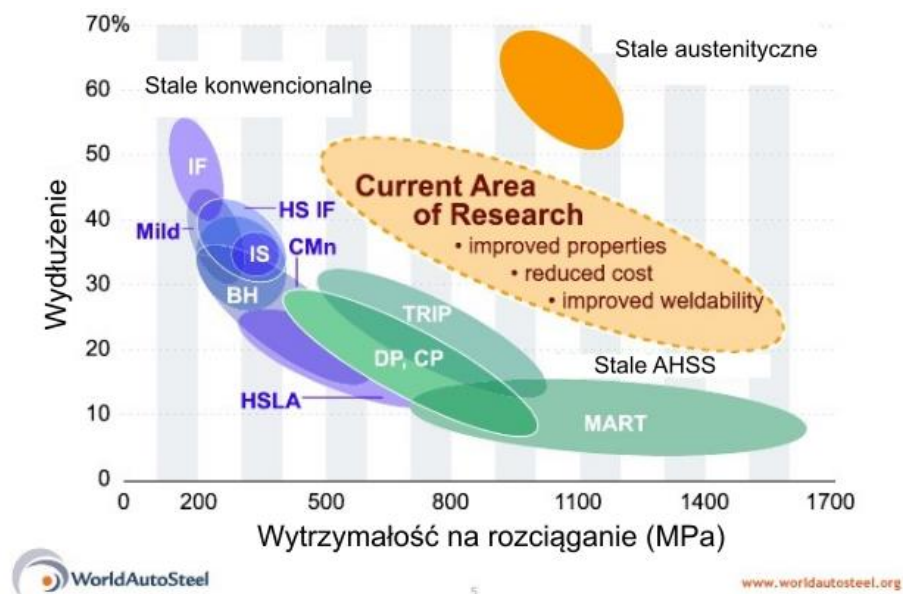
Rys. 4. Analiza cyklu życia produktu (samochodu) przedstawiająca całkowitą emisję CO₂ na kg masy pojazdu z uwzględnieniem materiału z jakiego została wykonana konstrukcja [32].

Innym istotnym czynnikiem jest wpływ na środowisko podczas produkcji stali. Zgodnie z analizą cyklu życia produktu (rys. 5), produkcja stali (zwłaszcza wysokowytrzymałych) ma najmniejszy wpływ na produkcję dwutlenku węgla. Wpływa to na organicznie użycia innych materiałów w konstrukcji samochodów.



Rys. 5. Wykresy przedstawiające emisję CO₂ na kilogram wyprodukowanego materiału [33].

Wysokowytrzymałe stale wielofazowe AHSS są nowoczesną grupą stali charakteryzujących się dobrą kombinacją własności wytrzymałościowych oraz plastycznych. Na chwilę obecną istnieją 3 generacje tych stali (rys. 6). Pierwszą generacją określa się „konwencjonalne” stale wielofazowe. Stale te charakteryzują się strukturą wielofazową składającą się z ferrytu i martenzytu (Dual phase - DP), ferrytu, bainitu, martenzytu oraz austenitu szczątkowego (Complex phase - CP) oraz najbardziej rozwojowe stale z tzw. efektem TRIP (Transformation Induced Plasticity) [34-37]. Stale TRIP charakteryzują się osnową ferrytyczną, bainityczną lub mieszaniną tych składników strukturalnych oraz zawartością austenitu szczątkowego. Szczególnie istotny jest tu austenit szczątkowy, który zapewnia wysoką plastyczność stali. Austenit ten podczas odkształcenia plastycznego (lub czasem odkształcenia sprężystego) na zimno przemienia się w martenzyt [38-41].



Rys. 6. Własności mechaniczne stali AHSS [42].

Drugą generacją stali AHSS są stale wysokomanganowe. Stale te zawierają od 20 do 30% Mn, co zapewnia im w temperaturze pokojowej strukturę austenityczną. Jest to związane z tym, że mangan jest pierwiastkiem austenitotwórczym. Zwiększenie jego zawartości powyżej ok. 20% powoduje, że austenit jest stabilny w całym zakresie temperaturowym [43-45]. W przypadku tych stali można wyróżnić 3 mechanizmy umocnienia. Pierwszy to mechanizm TRIP, którego przebieg jest dokładnie taki sam jak dla I generacji AHSS. Drugim mechanizmem jest efekt TWIP, który polega na indukowanym odkształceniem bliźniakowaniu mechanicznym. Natomiast trzecim mechanizmem jest efekt MBIP, polegający na tworzeniu mikropasm ścinania podczas odkształceń plastycznego. W przypadku tych stali, występowanie danego mechanizmu umocnienia uzależnione jest od energii błędu ułożenia austenitu. Efekt TRIP występuje przy energii błędu ułożenia do ok. 20 mJ m^{-2} , a powyżej tej wartości występuje efekt TWIP. Wartością graniczną występowania bliźniakowania mechanicznego jest wartość $50\text{-}60 \text{ mJ m}^{-2}$ [46-48].

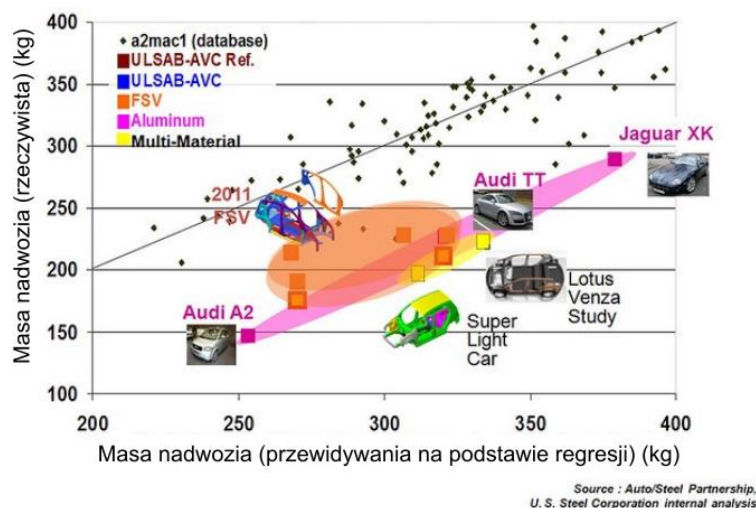
Trzecią generację stali AHSS stanowią stale średniomanganowe. Zawartość manganu w tych stalach wynosi od 3 do 12%. Taka zawartość manganu pozwala na ustabilizowanie od 15 do nawet 40% austenitu szcążkowego [49-51]. Ilość ta uzależniona jest od przeprowadzonej obróbki cieplnej oraz składu chemicznego stali. Stale te w zależności od składu chemicznego jak i obróbki cieplnej posiadają mikrostrukturę ferrytyczno-austenityczną, bainityczno-austenityczną lub mieszaninę ferrytu, bainitu i austenitu szcążkowego. Prowadzone są również badania nad stalami martenzytycznymi z austenitem szcążkowym. Trzecia generacja tych stali jest obecnie intensywnie badana na świecie, ze względu na bardzo dobry kompromis pomiędzy własnościami mechanicznymi a ich kosztami wytwarzania. Powoduje to duże zainteresowanie badawcze tą generacją stali AHSS.

Zainteresowanie stalami AHSS jest tak duże, że powstało wiele projektów w branżach hutniczych i automotive, których celem była redukcja masy i opracowanie nowych rozwiązań konstrukcyjnych. Rozwiązania te miały zapewnić większe bezpieczeństwo przy jednoczesnym ograniczeniu masy pojazdów. Wiele z tych projektów dotyczących nadwozia i podwozia zostało zakończonych. Były to projekty [1, 2, 32]:

- Ultralight Steel Auto Suspensions (ULSAS),
- Ultralight Steel Auto Closure (ULSAC),
- Ultralight Steel Auto Body (ULSAB),
- Ultralight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts (ULSAB-AVC).

Uzyskanie redukcji masy pojazdu możliwe było do uzyskania poprzez zastosowanie stali AHSS, które z kolei pozwoliły na zaimplementowanie cienkościennych struktur energochłonnych w konstrukcji pojazdu [26]. Innym istotnym projektem dotyczącym

zastosowania stali AHSS i nowych rozwiązań konstrukcyjnych zwiększających bezpieczeństwo był projekt Future Steel Vehicle (FSV), dotyczący opracowania nowoczesnego samochodu elektrycznego, pozwalającego na redukcję emisji gazów cieplarnianych. Finalnie projekt ten pozwolił na 35%-wą redukcję masy pojazdu oraz 70%-wą redukcję emisji gazów cieplarnianych w cyklu życia produktu. Rysunek 7 przedstawia osiągniętą redukcję masy pojazdu dzięki tym projektom. Widać, że osiągnięty poziom redukcji był większy niż pierwotnie zakładano, w przypadku wszystkich projektów.



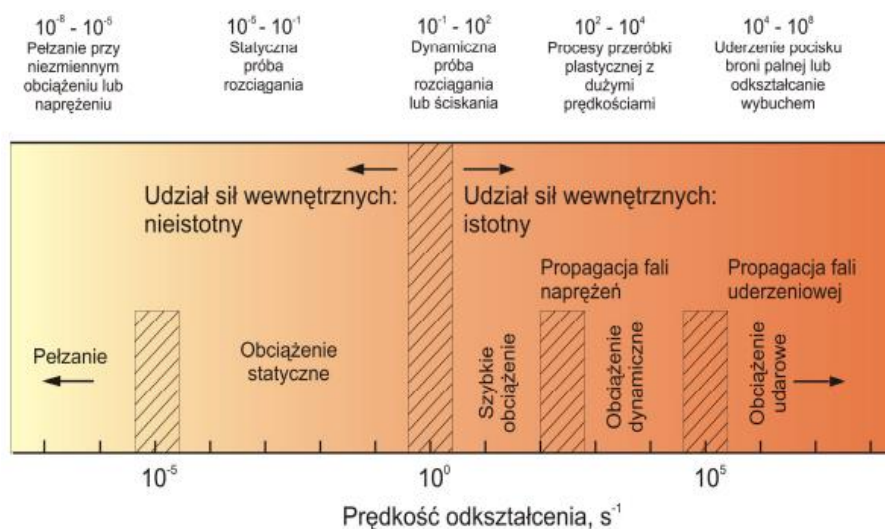
Rys. 7. Porównanie pomiędzy rzeczywistą a przewidywaną masą pojazdu w projektach branży automotive [2].

Obecnie prowadzony jest nowy projekt Light Vehicle 2025, którego zadaniem jest dalsze zwiększenie udziału struktur lekkich w nowoczesnych konstrukcjach samochodów osobowych. Obecnie ok. 70% konstrukcji samochodu wykonana jest ze struktur lekkich. Jednak zgodnie z założeniami projektu możliwe jest dalsze zwiększenie tego udziału, co powinno umożliwić dalszą redukcję masy i emitowanych zanieczyszczeń. Projekt ten skupia się na takich elementach jak: zawieszenie, drzwi, elementy układów silników elektrycznych czy zbiorników na wodór [52].

Istotnym zagadnieniem z zakresu przetwórstwa stali jest szybkość odkształcenia i jej wpływ na własności mechaniczne. W przetwórstwie wyrobów stalowych, zwłaszcza blach / taśm z których wykonuje się elementy nadwozia i podwozia, stosowanych jest wiele różnych procesów produkcyjnych. W zależności od sposobu obciążenia / procesu produkcyjnego występuje inny zakres szybkości odkształcenia (rys. 8).

Szybkość odkształcenia ma istotny wpływ na własności mechaniczne stali i musi być wzięta pod uwagę w trakcie projektowania procesów, jak i samego przetwórstwa taśm. Standardową procedurą określania własności mechanicznych metali i ich stopów jest

statyczna próba rozciągania. Jednak własności określone w próbach statycznych nie odpowiadają rzeczywistym warunkom odkształcenia, które mają miejsce podczas kształtowania elementów z blach stalowych. Problematyka ta istotna jest zwłaszcza w obecnie opracowywanych, wysokowytrzymałych stalach wielofazowych, które ze względu na zastosowanie, kształtowane są (lub eksploatowane) w zakresie dużych szybkości odkształcenia. Jednocześnie z punktu widzenia bezpieczeństwa istotna jest analiza materiału pod względem dużych szybkości odkształcenia, występujących w czasie ewentualnych kolizji drogowych. Testy te są stosowane dla elementów konstrukcji nośnej, w tym podłużnic, crash-boxów oraz elementów charakteryzujących się wysoką sztywnością, jak progi i słupki A, B i C [15-20]. Elementy te odpowiadają za bezpieczeństwo bierne kierowcy oraz pasażerów i mają za zadanie pochłonąć jak największą ilość energii (strefa kontrolowanego zgniotu) lub zapewnić wysoką sztywność (klatka bezpieczeństwa).



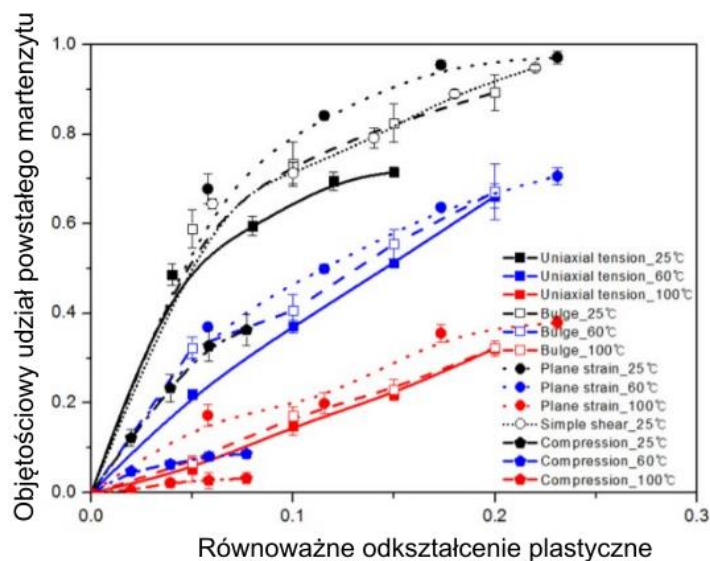
Rys. 8. Zakres prędkości odkształcenia dla różnego sposobu obciążenia [53].

W trakcie kolizji, wyzwolona energia jak i odkształcenie plastyczne są znaczne i w istotny sposób wpływają na zachowanie się konstrukcji samochodu. Elementy konstrukcyjne wykonane są z elementów ciężkościennych, zapewniających małą masę konstrukcji. Jednak ze względu na małe przekroje wymagane jest stosowanie stali wysokowytrzymałych, aby zapewnić odpowiednią sztywność konstrukcji. Zastosowanie stali AHSS w tym przypadku ma zapewnić odpowiednią sztywność oraz wysoką formowalność, dzięki obecności austenitu szczątkowego [37-42]. Część tej fazy ulega indukowanej odkształceniem przemianie martenzytycznej podczas formowania elementów, jednak pozostała część może dodatkowo zadziałać jak „magazyn” energii, która zostanie spożytkowana na efekt TRIP podczas nieprzewidzianego zdarzenia drogowego z dużą szybkością. Jednak w przypadku

odkształcenia dynamicznego ciężko jest przewidzieć jak ta przemiana będzie zachodzić. Nie tylko jest to spowodowane gwałtownym odkształceniem, lecz także efektem jemu towarzyszącym.

W trakcie odkształcenia plastycznego duża część energii mechanicznej zostaje przemieniona w ciepło. W pracy [54] stwierdzono, że w przypadku tytanu, stali, aluminium oraz miedzi większość energii odkształcenia plastycznego została przetworzona na ciepło (temperatura materiału wzrosła o ok. 100°C). Gronostajski i in. [55] stwierdzili, że w trakcie odkształcenia dynamicznego stali AHSS, globalna temperatura materiału może wzrosnąć o ok. 100°C, a w miejscu przewężenia osiągnąć nawet 500°C. Jest to bardzo istotne, gdyż temperatura ma duży wpływ na stabilność austenitu szczałkowego. Kozłowska i in. [56] stwierdzili, że stabilność austenitu wzrasta, gdy temperatura odkształcenia wynosi $\geq 100^\circ\text{C}$. Jest to związane ze wzrostem energii błędu ułożenia (EBU) austenitu wraz ze wzrostem temperatury. W przypadku odkształceń dynamicznych, temperatura ma więc kluczowe znaczenie dla stabilności austenitu szczałkowego. Innym ważnym aspektem odkształcenia z dużymi szybkościami jest powstawanie adiabatycznych pasm ścinania [57]. Ich powstawanie jest procesem dynamicznym, bezpośrednio związanym z dynamicznym odkształceniem. Pasma te powstają w związku ze zmianą pracy odkształcenia plastycznego w ciepło w czasie odkształcenia. Przy odkształceniach z dużą szybkością, powstałe ciepło nie może rozproszyć się do otoczenia, ze względu na intensywny przebieg odkształcenia. Gdy „miękniecie” materiału wywołane lokalnym, gwałtownym wzrostem temperatury jest większe od umocnienia odkształceniowego następuje niestabilny przebieg odkształcenia plastycznego, co w rezultacie prowadzi do powstawania pasm ścinania [58]. Pasma te są efektem nieporządanym, gdyż prowadzą do powstawania pęknięć i niszczenia materiału [57-58]. Marcisz i Janiszewski [59] zaobserwowali występowanie adiabatycznych pasm ścinania w stali nanobainitycznej poddanej odkształceniu dynamicznemu. Stwierdzili oni, że dwoma istotnymi aspektami związanymi z tworzeniem się pasm jest szybkość odkształcenia oraz wartość odkształcenia. Stwierdzili oni również, że twardość pasm znacznie przewyższa twardość osnowy.

Ważny, z punktu widzenia stabilności austenitu szczałkowego, jest również sposób odkształcenia plastycznego materiału. Kim i in. [60] poddali analizie stabilność mechaniczną austenitu w funkcji temperatury oraz sposobu odkształcenia. Stwierdzili oni, że efekt TRIP zachodzi najłatwiej w przypadku rozciągania, a najslabiej przy ściskaniu (rys. 9). Jest to związane ze wzrostem objętości spowodowanej przemianą austenitu w martenzyt. W przypadku rozciągania, naprężenia rozciągające zapewniają „miejsce” dla powstania nowego martenzytu. Przy ściskaniu, naprężenia ściskające ograniczają powstawanie martenzytu.



Rys. 9. Stopień przemiany austenitu w martenzyt w zależności od temperatury i sposobu odkształcenia [60].

Z powyższej analizy wstępnej wynika, że zagadnienie związane z dynamicznym odkształceniem metali, a zwłaszcza wysokowytrzymałych stali wielofazowych, wymaga dalszych badań. Wpływ odkształcenia z dużymi szybkościami jak i efektów mu towarzyszących jest istotny z punktu widzenia odpowiedzi materiału na zadane obciążenie. Jest to istotne zwłaszcza gdy weźmie się pod uwagę, że tego typu warunki występują w czasie kolizji drogowych. Z tego względu należy pogłębić wiedzę w zakresie wpływu tych efektów na własności mechaniczne i mikrostrukturę nowoczesnych stali wielofazowych poddanych obciążeniom dynamicznym.

2. Przegląd piśmiennictwa

2.1. Charakterystyka stali wielofazowych z austenitem szczątkowym

2.1.1. Stale ferrytyczno-bainityczne z austenitem szczątkowym

Stale ferrytyczno-bainityczne z austenitem szczątkowym są obecnie konwencjonalną grupą stopów żelaza należących do wysokowytrzymałych stali wielofazowych. Skład chemiczny tych stali dobierany jest tak, aby możliwe było wytworzenie struktury wielofazowej, w skład której wchodzi austenit szczątkowy. W tabeli 1 przedstawiono typowe składy chemiczne przykładowych stali z tej grupy. Niska zawartość węgla jest wymagana, aby zachować dobrą spawalność tych stali. Jest to istotne, gdyż spawanie i zgrzewanie są głównymi technikami łączenia w przemyśle samochodowym. Mangan dodawany jest w celu związania siarki w procesie metalurgicznym. Krzem i aluminium dodawane są w celu ograniczenia wydzielania się cementytu podczas przemiany bainitycznej [61-64]. Powoduje to, że węgiel zamiast do cementytu dyfunduje do austenitu zwiększając jego stabilność temperaturową [65]. Niob dodawany jest czasem w celu rozdrobnienia mikrostruktury, poprzez ograniczenie rozrostu austenitu podczas austenitowania i przeróbki plastycznej na gorąco. Rozdrobnienie to, nie tylko podnosi wytrzymałość stali, ale powoduje także dodatkową stabilizację austenitu szczątkowego [66].

Tablica 1.

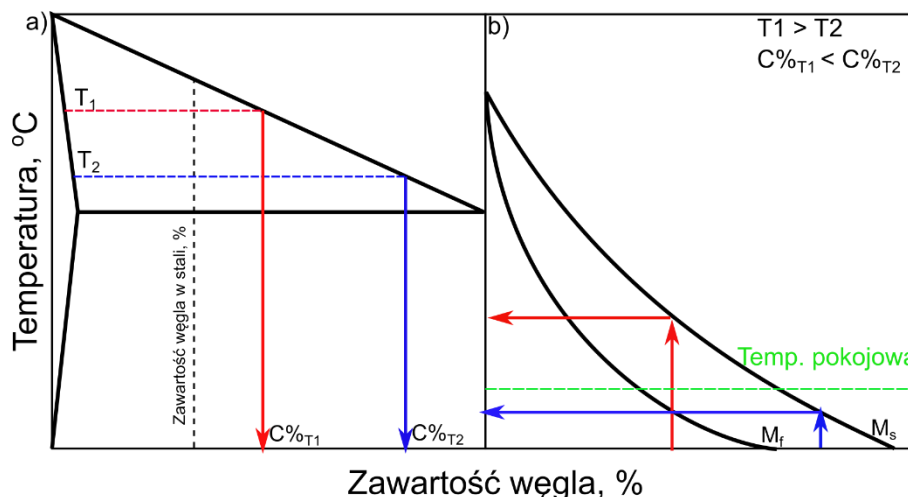
Przykładowe składy chemiczne stali ferrytyczno-bainitycznych z austenitem szczątkowym.

C [% wag.]	Mn [% wag.]	Si [% wag.]	Al [% wag.]	Nb [% wag.]	
0,20	1,50	1,50	-	-	[30]
0,19	1,53	1,44	(0,51 Cu)	-	[67]
0,19	1,51	1,54	0,04	-	[68]
0,20	1,50	1,00	0,48	0,05	[68]
0,21	1,77	0,28	1,20	0,03	[69]
0,17	2,6 (Cr+Mo)	0,78	-	0,025	[70]

W stalach wielofazowych zmiana udziału ferrytu względem bainitu silnie oddziałuje na własności mechaniczne. Wraz ze wzrostem udziału ferrytu wytrzymałość stali maleje, jednak rosną jej własności plastyczne. W przypadku bainitu, wzrost jego udziału wpływa na zwiększenie wytrzymałości stali, kosztem niewielkiego spadku jej wydłużenia. Stale te zostały opracowane na potrzeby przemysłu automotive. Związane jest to z koniecznością zastosowania

stali o podwyższonej wytrzymałości, przy jednoczesnym zapewnieniu wysokiej plastyczności, dającej wysoki potencjał do kształtowania elementów nadwozia [66-69].

Cechą wspólną ferrytu i bainitu (będącego mieszaniną ferrytu oraz cementytu) jest ich niska rozpuszczalność węgla. Wykorzystuje się to do stabilizacji pewnej frakcji austenitu, stabilnego w temperaturze pokojowej. Austenit ten wraz ze wzrostem zawartości węgla wykazuje zwiększoną stabilność temperaturową (rys. 10), co przy odpowiednim sterowaniu obróbką cieplną pozwala na jego stabilizację do temperatury pokojowej.



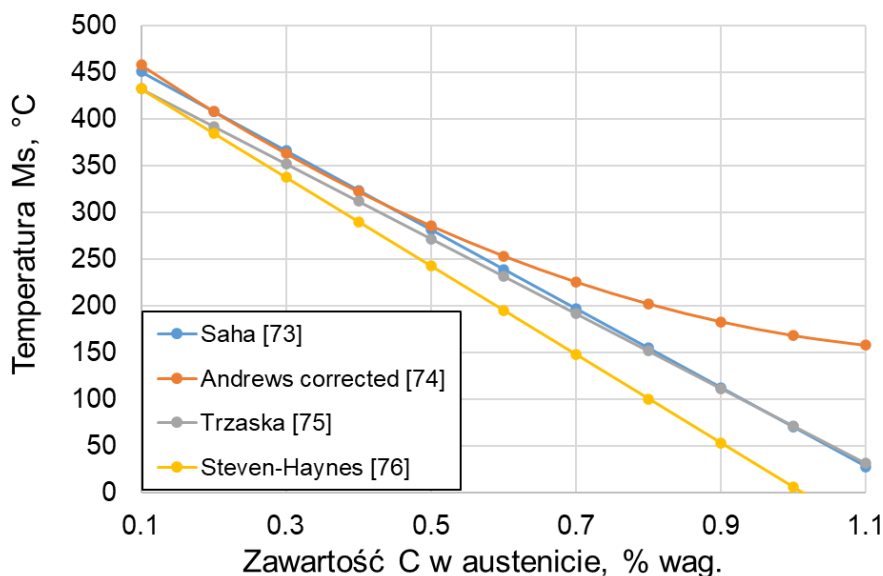
Rys. 10. Schematyczne przedstawienie wpływu temperatury wyżarzania międzykrytycznego na zawartość węgla w austenicie (a) i na temperaturę początku i końca przemiany martenzytycznej (b).

Ze względu, że bainit charakteryzuje się obecnością wydzielań (najczęściej cementytu), które podczas ich tworzenia wiążą węgiel, do stali dodaje się krzem oraz/lub aluminium. Pierwiastki te zapobiegają wydzieleniu się cementytu podczas przemiany bainitycznej, co pozwala na wzbogacenie austenitu w węgiel zwiększając jego stabilność, a tym samym wytworzenie tzw. bainitu bezwęglkowego (mieszaniny ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego) [64, 70-72]. Jest to zgodne z równaniami opracowanymi w celu określenia temperatury początku przemiany martenzytycznej (M_s) na podstawie składu chemicznego [73-76]. Modele te uwzględniają wpływ poszczególnych pierwiastków na temperaturę M_s i są one nadal rozwijane i udoskonalane. Przykład takiego równania przedstawiono poniżej [73]:

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5SiMoW \quad (1)$$

W literaturze można znaleźć modyfikację tych równań, które mają jak najdokładniej odwzorować rzeczywistą temperaturę początku przemiany martenzytycznej. Na rysunku 11

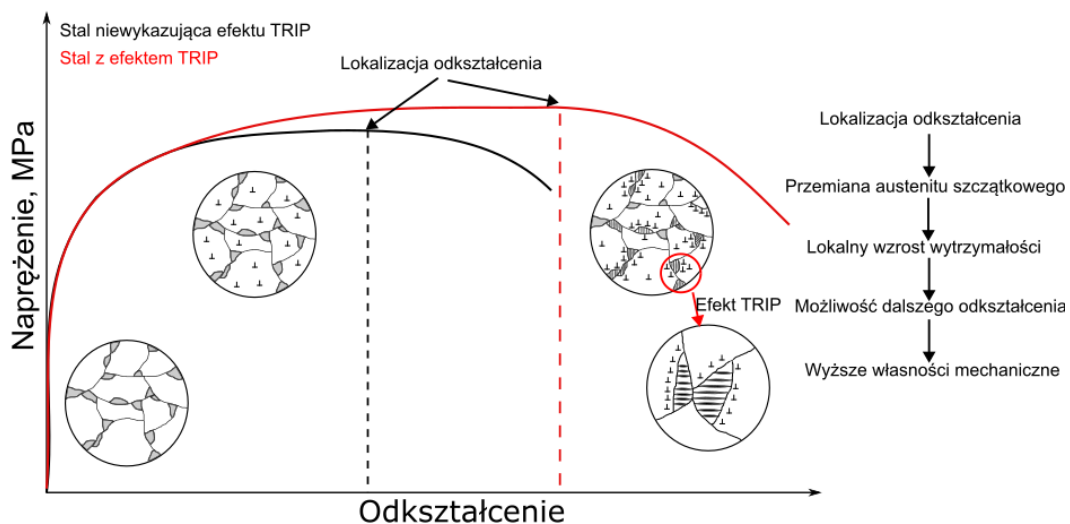
przedstawiono kilka przykładów dostępnych w literaturze modeli, które zostały wykorzystane do przedstawienia zmiany temperatury M_s w funkcji zawartości węgla w austenicie.



Rys. 11. Zmiana temperatury M_s w funkcji zawartości C w austenicie obliczona dla różnych modeli [73-76].

W przykładzie tym wykorzystano skład chemiczny stali z pozycji [34], a zmianie poddano tylko zawartość węgla. Jak widać, mimo niewielkich różnic, tendencja jest ta sama. Im więcej węgla w austenicie, tym większa jego stabilność temperaturowa, a co za tym idzie niższa temperatura M_s . Austenit stabilny do temperatury pokojowej, zwany austenitem szczątkowym, zwiększa plastyczność stali przy jednoczesnym wzroście jej umocnienia przez efekt TRIP. Efekt ten zachodzi podczas odkształcenia plastycznego na zimno (tłoczenie, gięcie, hydroformowanie, itd.). Dzieje się tak ze względu na przemianę austenitu szczątkowego w martenzyt indukowaną odkształceniem plastycznym. Przemiana ta, zachodząca stopniowo wraz ze wzrostem odkształcenia, zapobiega lokalizacji odkształcenia w „najsłabszym miejscu” próbki (elementu kształtowanego) i pozwala na kontynuację odkształcenia plastycznego. Schematycznie zostało to przedstawione na rysunku 12. Przemiana trwa tak długo, jak długo austenit szczątkowy znajduje się w mikrostrukturze stali i jest w stanie się przemienić.

Podczas odkształcenia plastycznego generowane są dyslokacje, które w początkowym etapie odkształcenia są mobilne. Jednak wraz ze wzrostem odkształcenia, na pewnym etapie następuje lokalizacja odkształcenia w mikrostrukturze stali, co normalnie prowadzi do powstania przewężenia i lawinowego ruchu dyslokacji, prowadzącego do finalnej utraty spójności materiału.

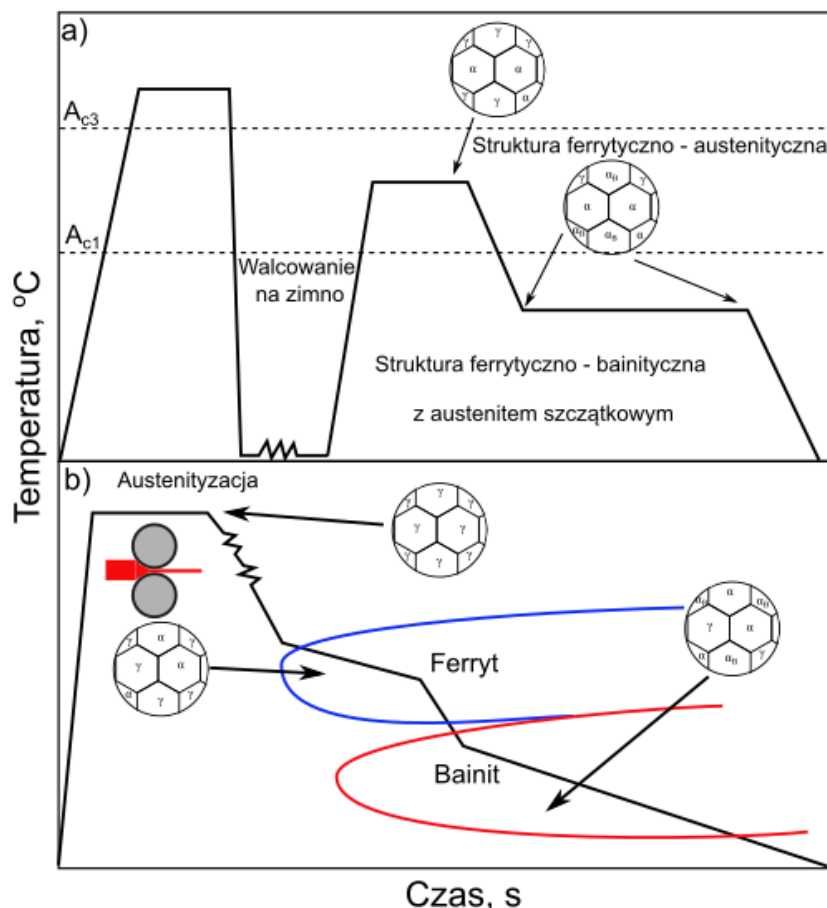


Rys. 12. Schematyczne przedstawienie efektu TRIP i jego wpływu na właściwości mechaniczne (opracowanie własne).

W przypadku stali AHSS, obecność austenitu szczątkowego powoduje, że w trakcie lokalizacji odkształcenia, austenit ten przemienia się w martenzyt, co lokalnie zwiększa wartość szybkości umocnienia odkształceniowego i opóźnia występowanie warunku Considere ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$). Efekt ten powoduje opóźnienie tworzenia się przewężenia, co finalnie prowadzi do uzyskania większej plastyczności, przy jednoczesnym wzroście wytrzymałości na rozciąganie [28-31, 34-39]. Jest to tzw. efekt TRIP (Transformation Induced Plasticity), którego występowanie zwiększa poziom właściwości mechanicznych. Oczywiście istotna jest tutaj również stabilność mechaniczna austenitu szczątkowego. Zbyt duża stabilność spowoduje, że austenit szczątkowy nie przemieni się podczas odkształcenia. Natomiast zbyt mała stabilność mechaniczna spowoduje nagłą przemianę austenitu szczątkowego, co również nie pozwoli na uzyskanie wysokiej plastyczności, charakterystycznej dla tej grupy stali [41-43].

Obecnie stosowane są dwa podejścia pozwalające na otrzymanie wyżej opisanej struktury. Jedno polega na walcowaniu na zimno taśm stalowych a następnie ich podwójnym wytrzymaaniu izotermicznym w celu uzyskania ferrytu i bainitu [66, 72, 77] (rys. 13a). W tym wypadku najpierw stosuje się tzw. wyżarzanie międzykrytyczne, odbywające się pomiędzy temperaturą początku (A_{c1}) a końca (A_{c3}) przemiany ferrytu w austenit. W zakresie tych temperatur stal wykazuje strukturę ferrytyczno-austenityczną, przy czym udział austenitu rośnie wraz z jej wzrostem. Na tym etapie kształtowany jest udział ferrytu w mikrostrukturze stali. Następnie stal chłodzi się do temperatury przemiany bainitycznej, gdzie austenit ulega dalszej przemianie. Jednak wraz ze wzrostem udziału ferrytu, a później bainitu bezwęglowego rośnie stężenie węgla w pozostałej frakcji austenitu. Powoduje to jego

stabilizację termiczną i obecność w mikrostrukturze stali w temperaturze pokojowej, oprócz powstałego wcześniej ferrytu (stanowiącego osnowę) i bainitu.



Rys. 13. Obróbka cieplno-plastyczna stali ferrytyczno-bainitycznej z austenitem szczątkowym: a) wyżarzanie po walcowaniu na zimno, b) zwijanie taśm w kręgi po obróbce cieplno-plastycznej.

Drugie podejście polega na austenitzowaniu stali oraz walcowaniu termomechanicznym, z następnym kilkietapowym chłodzeniem taśm w zakresie występowania ferrytu oraz bainitu [72, 77] (rys. 13b). W praktyce wytrzymanie w zakresie bainitycznym przebiega podczas zwijania taśm stalowych w kręgi. Ciasne nawinięcie taśmy na krąg powoduje powolne chłodzenie materiału. To z kolei w zależności od temperatury końca walcowania pozwala na uzyskanie struktury składającej się z ferrytu, bainitu lub ich mieszaniny w różnych proporcjach, w zależności od składu chemicznego stali [78-81]. Jednak w rzeczywistości zwijane kręgi chłodzą się nierównomiernie. Zwinięcie kręgu powoduje, że jego powierzchnia chłodzi się szybciej, w porównaniu do rdzenia. Jednocześnie rdzeń oddając ciepło w kierunku powierzchni wydłuża czas chłodzenia materiału. To z kolei może prowadzić, do

rozpoczęcia się procesu degradacji austenitu oraz wydzielania się w nim węglików (mimo stosowania Si i/lub Al) [82-83]. Jednak w przypadku walcowania termomechanicznego proces technologiczny odbywa się w jednym ciągu, tzn. nie wymaga ponownego nagrzewania taśm, jak ma to miejsce w przypadku walcowania na zimno i następnego wyżarzania międzykrytycznego. Wytwarzane w ten sposób mogą być blachy o większej grubości stosowane na elementy podwozia, jak ramy pojazdów dostawczych czy ciężarowych, lub naczip samochodów ciężarowych [51].

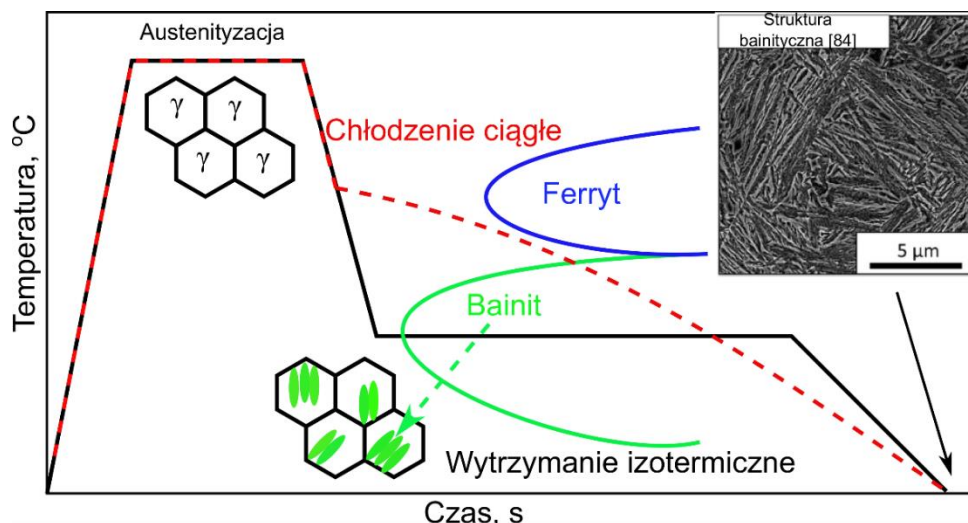
Wszystkie wymienione obróbki cieplne wykorzystują niską rozpuszczalność węgla w ferrycie i ferrycie bainitycznym w celu stabilizacji austenitu szczątkowego. Tego typu podejście wraz z dodaniem do stali aluminium lub/i krzemu powoduje, że możliwe jest ustabilizowanie około 10-20 % austenitu szczątkowego w mikrostrukturze stali [66, 70, 83]. Jednocześnie poprzez dobór temperatury oraz czasu poszczególnych etapów możliwe jest sterowanie własnościami mechanicznymi, poprzez udział poszczególnych faz w mikrostrukturze stali.

2.1.2. Stale bainityczne z austenitem szczątkowym

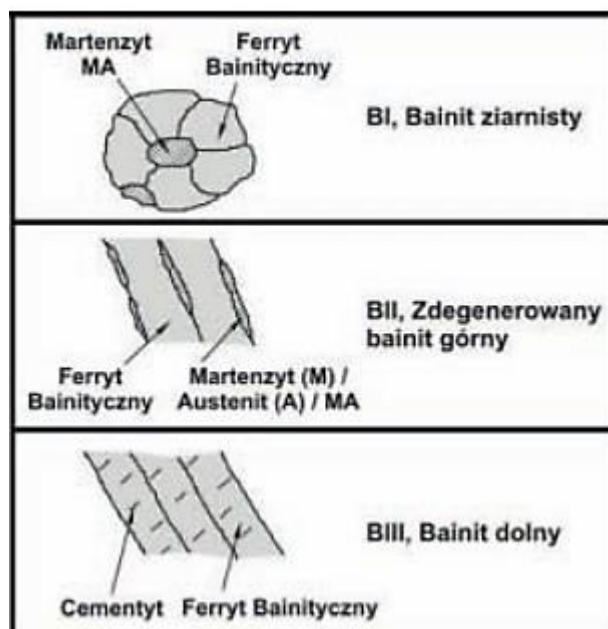
W celu zwiększenia wytrzymałości stali strukturę ferrytyczno-bainityczną można zastąpić osnową w pełni bainityczną. Bainit jako faza twardsza zwiększa wytrzymałość stali, a obecność austenitu szczątkowego zapewnia dobrą plastyczność [61]. W celu uzyskania struktury składającej się z bainitu i pewnej frakcji austenitu szczątkowego, przeprowadza się wytrzymanie izotermiczne lub poddaje się materiał chłodzeniu ciągłemu. Stal po austenitizacji poddaje się szybkiemu chłodzeniu do temperatury wytrzymania izotermicznego a następnie wytrzymuje się ją przez określony czas [64]. W ten sposób struktura składa się z bainitu oraz frakcji austenitu szczątkowego wynoszącego od 10 do 20%. Można również uzyskać strukturę bainityczną z austenitem szczątkowym w trakcie chłodzenia ciągłego. Jednak w tym przypadku skład chemiczny jak i temperatura końca walcowania muszą zostać tak dobrane, aby w trakcie chłodzenia nie uzyskać ferrytu (rys. 14).

Klasycznie można wyróżnić dwie morfologie bainitu: bainit górny, o budowie listwowej z wydzieleniami cementytu na granicach listew oraz bainit dolny z drobnym cementytem wydzielonym wewnątrz listew bainitycznych. Jednak wraz ze wzrostem wiedzy na temat zjawisk zachodzących w trakcie przemiany bainitycznej, szczególnie w nowych typach stali, klasyfikacja ta została poszerzona. Obecnie wyróżnić można dodatkowo: bainit ziarnisty oraz zdegenerowany bainit górny (rys. 15) [85]. Bainit ziarnisty powstaje zazwyczaj w wysokotemperaturowym zakresie przemiany bainitycznej, zaraz poniżej temperatury początku przemiany bainitycznej B_s . Zhao i in. [86] również zaobserwowali, że bainit ziarnisty tworzy się w relatywnie wysokim zakresie temperatury chłodzenia. Podobne wyniki uzyskano w pracy

własnej [87], gdzie analizowano wpływ szybkości chłodzenia na przemiany zachodzące w stali HSLA. W trakcie przemiany segreguje tylko węgiel z zachowaniem równowagi lokalnej na granicach międzyfazowych. To prowadzi do powstania gradientu stężenia węgla w austenicie, co z kolei może spowodować zróżnicowaną morfologię produktów przemiany austenitu po ochłodzeniu do temperatury pokojowej [85].

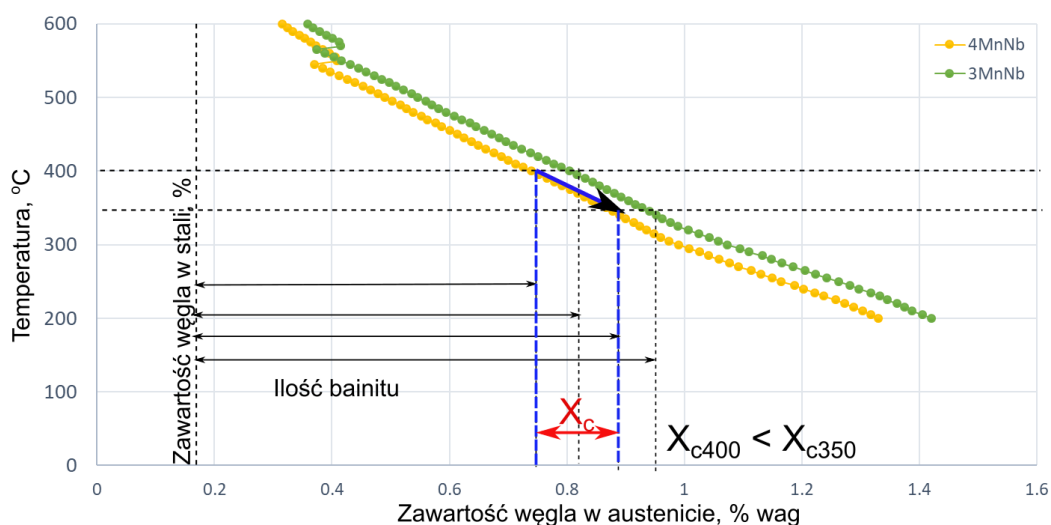


Rys. 14. Schemat obróbki cieplnej dla stali bainitycznej z austenitem szczątkowym. Mikrostruktura zaczerpnięta z pracy [84].



Rys. 15. Schemat morfologii bainitu ziarnistego, zdegenerowanego bainitu górnego oraz bainitu dolnego [85].

W przypadku krzemu, powstają problemy z cynkowaniem ogniowym, co utrudnia zabezpieczanie stali przed korozją [91]. Z drugiej strony aluminium zmniejsza wytrzymałość stali, jednak ma też pozytywny wpływ na redukcję gęstości stali, co jest istotne w przemyśle samochodowym [56]. Jednocześnie zgodnie z wynikami przedstawionymi przez Caballero i Bhadeshia [92], aluminium przyspiesza kinetykę przemiany bainitycznej, co pozwala skrócić czas przemiany i finalnie skrócić obróbkę cieplną stali. W trakcie przemiany powstaje ferryt bainityczny, który rozpuszcza bardzo mało węgla. Jego nadmiar dyfunduje do austenitu w trakcie przemiany, zwiększając jego stabilność temperaturową. Siłą pędną tej przemiany jest różnica energii swobodnej pomiędzy austenitem a bainitem [64]. Wraz ze wzrostem udziału bainitu i wzbogaceniem austenitu w węgiel, różnica ta jest coraz mniejsza. Gdy energie swobodne austenitu oraz bainitu będą równe, przemiana się kończy; jest to tzw. niekompletna przemiana bainityczna [64, 93]. Zjawisko to w literaturze przedstawione jest zazwyczaj w postaci krzywej T_0 . Krzywa ta na podstawie danego składu chemicznego i temperatury wytrzymania określa zawartość węgla w austenicie, która prowadzi do uzyskania równowagi energii swobodnej (rys. 16).



Rys. 16. Krzywa T_0 przedstawiająca wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na zawartość węgla w austenicie. Model do obliczenia T_0 z pracy [93].

Na podstawie rys. 16 można stwierdzić, że temperatura ma kluczowe znaczenie dla ilości bainitu. Wraz ze zmniejszeniem temperatury wytrzymania izotermicznego, rośnie maksymalny udział bainitu możliwy do uzyskania. Przekłada się to na zmniejszenie ilości austenitu szczątkowego otrzymanego w końcowej mikrostrukturze stali; jednak zawartość węgla w fazie γ będzie większa. Zgodnie z przedstawioną krzywą zawartość węgla w austenicie dla 400°C wynosi 0,75% wag. Natomiast kiedy temperatura została obniżona do 350°C,

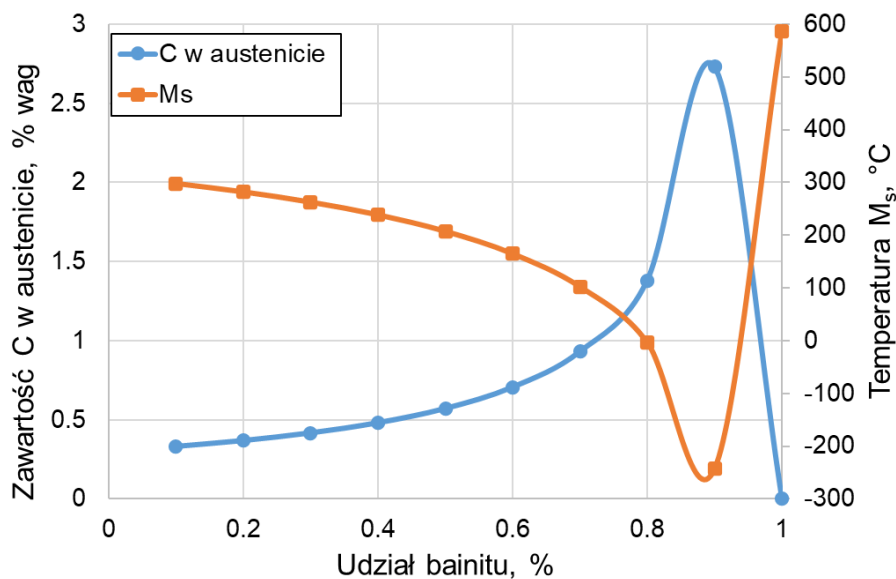
stężenie węgla wzrosło do 0,9% wag. Wzrost udziału bainitu w strukturze wraz ze zmniejszeniem temperatury jest związany ze wzrostem energii swobodnej. Im niższa temperatura, tym większa jest różnica energii swobodnej Gibbsa pomiędzy austenitem a bainitem. Sprzyja to powstawaniu większej ilości bainitu podczas obróbki cieplnej. Pei i in. [95], przeanalizowali wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na przebieg przemiany bainitycznej. Stwierdzili oni, że wraz ze zmniejszeniem temperatury przemiany bainitycznej rośnie maksymalny udział bainitu. Zmniejszenie temperatury o 60°C spowodowało wzrost udziału bainitu o około 10%. Z drugiej jednak strony im niższa jest temperatura, tym większy jest czas oczekiwania na rozpoczęcie przemiany bainitycznej. Jest to tak zwany okres inkubacji [94, 95].

W stalach z efektem TRIP istotne jest aby po obróbce cieplnej zachować pewną frakcję austenitu szczątkowego. To z kolei zależy od jego stabilności termicznej determinowanej zawartością węgla. Co istotne, zawartość węgla musi być odpowiednio wysoka, aby temperatura M_s austenitu była poniżej temperatury pokojowej. Zgodnie z równaniem (2) przedstawionym w pracy Caballero i wsp. [96] możliwe jest oszacowanie zawartości węgla w austenicie w funkcji udziału bainitu w stali:

$$X_y = \bar{X} + V_b \frac{(\bar{X}-s)}{(1-V_b)} \quad (2)$$

gdzie X_y jest zawartością węgla w austenicie, \bar{X} jest średnią zawartością węgla w stopie, V_b odnosi się do ilości bainitu w stali oraz s jest zawartością węgla w ferrycie bainitycznym (w przybliżeniu 0,03% wag.).

Rysunek 17 przedstawia te obliczenia (obliczenia zostały wykonane dla stężenia węgla 0,3% wag. oraz zmianie udziału bainitu od 10 do 100%). Jak widać, wzrost udziału bainitu prowadzi do wzrostu stężenia węgla w austenicie, a to z kolei do zmniejszenia jego temperatury M_s . Jednak aby ustabilizować austenit zgodnie z przedstawionym przykładem, należałoby osiągnąć minimum 80% bainitu w strukturze stali. To pozwoliłoby na zmniejszenie temperatury M_s do 0°C (przy zawartości węgla wynoszącej 1,43% wag.). Jest to istotne, ponieważ odnosząc te wyniki do krzywej T_0 , mogłoby się okazać, że wymagana zawartość węgla jest niemożliwa do uzyskania. To skutkowałoby przemianą części austenitu w martenzyt w czasie finalnego chłodzenia stali do temperatury pokojowej. Analiza ta pokazuje jak istotny jest dobór odpowiedniego składu chemicznego i warunków obróbki cieplnej w przypadku stali o strukturze bainitycznej z austenitem szczątkowym.



Rys. 17. Zmiana zawartości węgla oraz temperatury M_s austenitu w funkcji udziału bainitu (zawartość węgla obliczono przy użyciu równania (2)).

2.1.3. Średniomanganowe stale wielofazowe

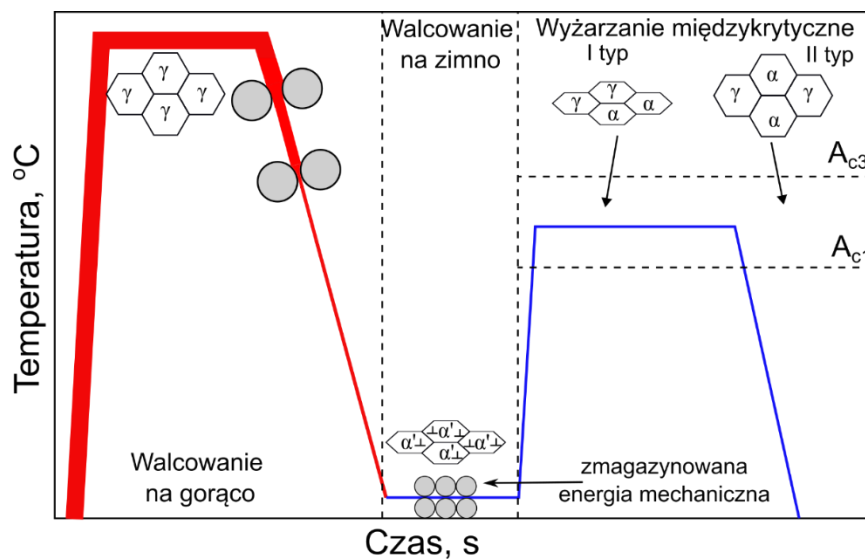
Stale te stanowią najnowszą generację stali AHSS, dlatego cieszą się wysokim zainteresowaniem badawczym naukowców na całym świecie. W rozdziale tym zostaną przedstawione 3 typowe obróbki cieplne dla tej grupy stali: wyżarzanie międzykrytyczne stali zimnowalcowanych, rzadziej stosowane wyżarzanie międzykrytyczne stali gorącowalcowanych oraz wytrzymanie izotermiczne w zakresie przemiany bainitycznej stosowane zazwyczaj bezpośrednio po walcowaniu na gorąco.

2.1.3.1. Stale walcowane na zimno i wyżarzane międzykrytycznie

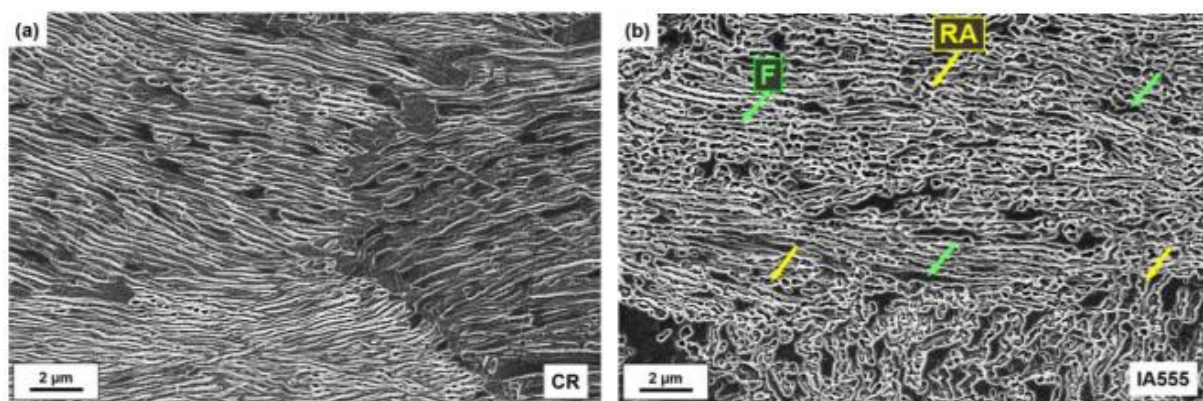
Wyżarzanie międzykrytyczne po walcowaniu na zimno jest najczęściej stosowaną obróbką cieplną w celu uzyskania austenitu szczątkowego w strukturze (rys. 18). W obróbce tej, po odkształceniu na zimno stal nagrzewa się do temperatury powyżej A_{c1} , ale poniżej A_{c3} . Zabieg ten ma na celu wytworzenie struktury dwufazowej składającej się z ferrytu lub martenzytu odpuszczonego oraz austenitu szczątkowego.

Istotną rolę odgrywa tutaj odkształcenie plastyczne. Zgodnie z wynikami przedstawionymi przez Han i wsp. [97, 98] stan początkowego martenzytu istotnie wpływa na morfologię faz uzyskanych po wyżarzaniu międzykrytycznym. W przypadku gdy wyżarzaniu poddano martenzyt nieodkształcony plastycznie, uzyskane fazy posiadały morfologię listwową. Jednak w przypadku 60%-ego odkształcenia taśmy na zimno (o strukturze martenzytu), fazy uzyskały morfologię globularną, co było wynikiem zajścia rekrytalizacji. Jednocześnie stwierdzili oni, że morfologia ta ma istotny wpływ na właściwości mechaniczne stali. Rysunek 19 przedstawia

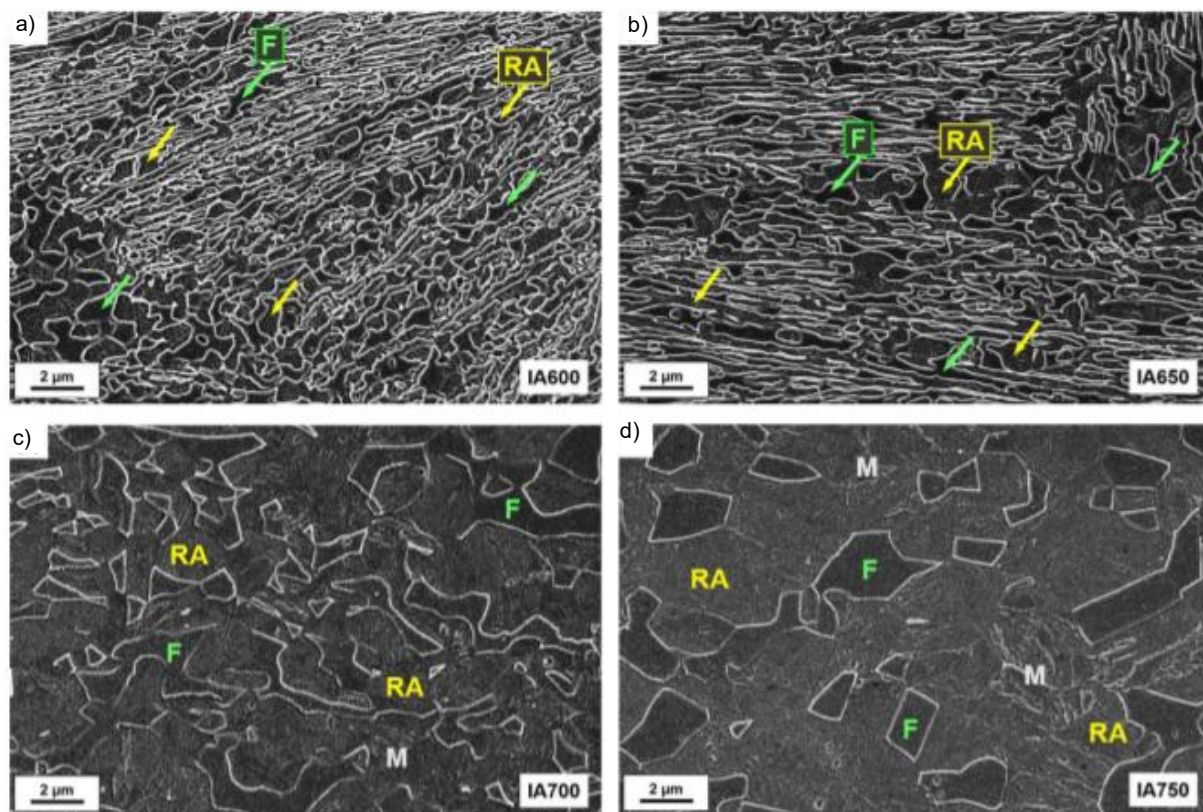
mikrostrukturę stali po walcowaniu na zimno (rys. 19a) oraz po wyżarzaniu w 555°C (rys. 19b). Jak widać, po wyżarzaniu struktura dalej ma charakter listwowy, co jest związane ze zbyt niską temperaturą pozwalającą na zajście rekrytalizacji. Jednak gdy temperatura jest wystarczająco wysoka, możliwa jest rekrytalizacja a struktura jest bardziej globularna (rys. 20). Na rysunku 20 a-d widać zmianę morfologii osnowy na bardziej globularną wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania międzykrytycznego.



Rys. 18. Schemat wyżarzania międzykrytycznego stali średniomanganowej po walcowaniu na zimno (opracowanie własne).



Rys. 19. Mikrostruktura stali średniomanganowej typu 0,06C-12Mn-3Al : a) po walcowaniu na zimno, b) po wyżarzaniu w 555°C [99].



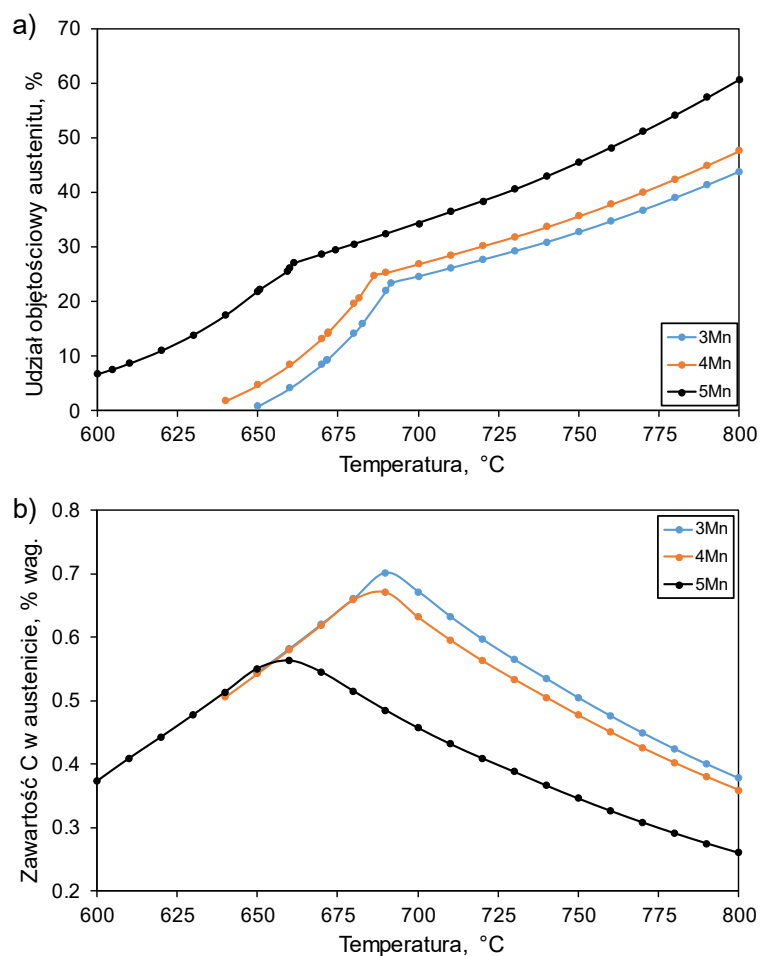
Rys. 20. Ewolucja morfologii stali średniomanganowej typu 0,06C-12Mn-3Al w funkcji temperatury wyżarzania międzykrytycznego [99].

Wyżarzanie to jest stosowane do wytworzenia odpowiedniego udziału faz γ oraz α . Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania rośnie udział austenitu (rys. 21). Jednocześnie istotnym jest zawartość manganu w stali. Mangan jako pierwiastek austenitotwórczy, obniża temperaturę A_{c3} . To z kolei powoduje, że dla tej samej temperatury wyżarzania stal zawierająca więcej manganu będzie posiadała większy udział austenitu (rys. 21a).

Podczas wyżarzania zachodzi dyfuzja węgla oraz manganu (przy odpowiednio długim czasie) do austenitu. Im więcej austenitu powstanie, tym mniejsze będzie jego wzbogacenie w węgiel (rys. 2b). Ma i wsp. [99] analizując wpływ temperatury wyżarzania międzykrytycznego, również stwierdzili, że zbyt wysoka temperatura wyżarzania prowadzi do powstania dużej ilości austenitu. To z kolei istotnie zmniejsza jego stabilność, czego wynikiem było powstanie martenzytu w trakcie chłodzenia stali z temperatury 700 i 750°C. Dodatkowo zgodnie z pracą [100], mangan zmniejsza dyfuzyjność węgla, co przekłada się na konieczność stosowania dłuższych czasów wyżarzania.

Haupt i wsp. [101] analizowali wpływ wyżarzania międzykrytycznego na strukturę i własności stali średniomanganowych typu 0,06C-12Mn-3Al. Wyżarzanie trwało od 1 min do 15 godzin. Zgodnie z ich wynikami, wydłużenie czasu sprzyjało zwiększeniu udziału austenitu

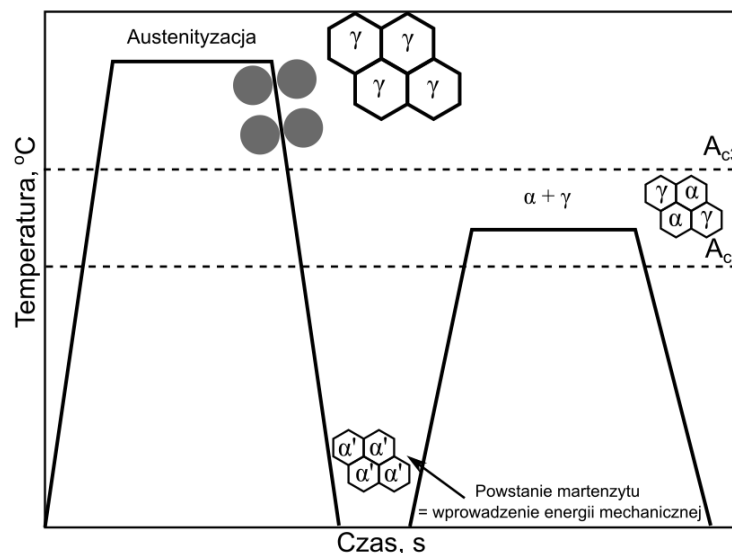
szczątkowego w strukturze, przy maksymalnym udziale tej fazy wynoszącym 34% po 15 godzinach, co odpowiadało warunkom równowagowym.



Rys. 21. Wpływ manganu i temperatury na: a) udział austenitu, b) zawartość węgla w austenicie, w trakcie wyżarzania międzykrytycznego.

2.1.3.2. Stale walcowane na gorąco i wyżarzane międzykrytycznie

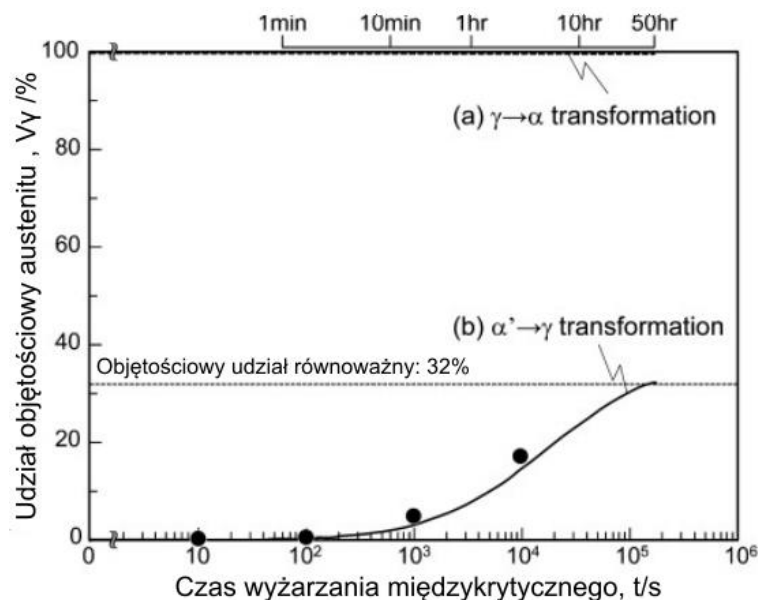
W przypadku blach gorącowalcowanych sytuacja wygląda zupełnie inaczej. Ze względu na brak walcowania na zimno, materiał nie posiada znaczącej zmagazynowanej energii. Dlatego w trakcie wyżarzania międzykrytycznego nie zachodzi rekrytalizacja, jak ma to miejsce w przypadku blach zimnowalcowanych. Brak rekrytalizacji prowadzi do dziedziczenia morfologii struktury wyjściowej (przeważnie martenzyt). Obecnie najczęściej stosowanym podejściem jest zastosowanie dwuetapowej obróbki: walcowania na gorąco z chłodzeniem stali do temperatury pokojowej, a następnie ponownego jej nagrzania do zakresu międzykrytycznego (rys. 22).



Rys. 22. Schemat wyżarzania międzykrytycznego dla blach gorącowalcowanych.

Zgodnie z literaturą [102-105] istnieje duża różnica pomiędzy ww. procesami. Różnica ta związana jest z kinetyką przemiany austenitu w ferryt (w przypadku zwijania blach w kręgi) oraz martenzytu w austenit. W pracy własnej [102] stwierdzono, że wytrzymanie międzykrytyczne stali średniomanganowej bezpośrednio po odkształceniu na gorąco prowadzi do bardzo powolnej przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$. Nawet po 5h wytrzymania w zakresie temperatury od 500 do 750°C, uzyskano niewielką frakcję ferrytu. W przypadku stali nieodkształconej, kinetyka było dużo wolniejsza. Nakada i wsp. [103] analizowali kinetykę przemian fazowych dla obu procesów na przykładzie stali zawierającej 5% Mn. Stwierdzili oni, że kinetyka przemiany austenitu w ferryt jest dużo wolniejsza niż w przypadku przemiany martenzytu w austenit (rys. 23). W przypadku przemiany austenitu w ferryt nawet po 50h wytrzymania, uzyskano jedynie niewielką ilość austenitu szczątkowego. W przypadku przemiany austenitowej z martenzytu już po 27h uzyskano 32% austenitu szczątkowego. Podobne wyniki uzyskano w ramach badań własnych [104], gdzie wyżarzaniu międzykrytycznemu poddano stal zawierającą 5% Mn. Struktura wyjściowa przed wyżarzaniem międzykrytycznym składała się z austenitu (po austenitacji) lub martenzytu. W trakcie wyżarzania międzykrytycznego w zakresie od 700 do 800°C, uzyskano 15-35%-ową frakcję austenitu szczątkowego, w czasie 1 godziny gdy strukturą wyjściową był martenzyt. Gdy wyżarzanie międzykrytyczne, wykonano bezpośrednio po austenitacji, nie zaobserwowano znaczących zmian nawet po 5 godz. Rysunek 24 przedstawia mikrostruktury stali zawierające 5%Mn po wyżarzaniu międzykrytycznym bezpośrednio z austenitu (rys. 24a-b) oraz z początkowej struktury martenzytycznej (rys. 24c-d). W obu wariantach zastosowano temperaturę 700°C i czas 5 godzin. Jak widać, gdy strukturą wyjściową był austenit, nie nastąpiła przemiana ferrytyczna, a uzyskana struktura składała się w 100% z martenzytu. Jednak gdy mikrostrukturą

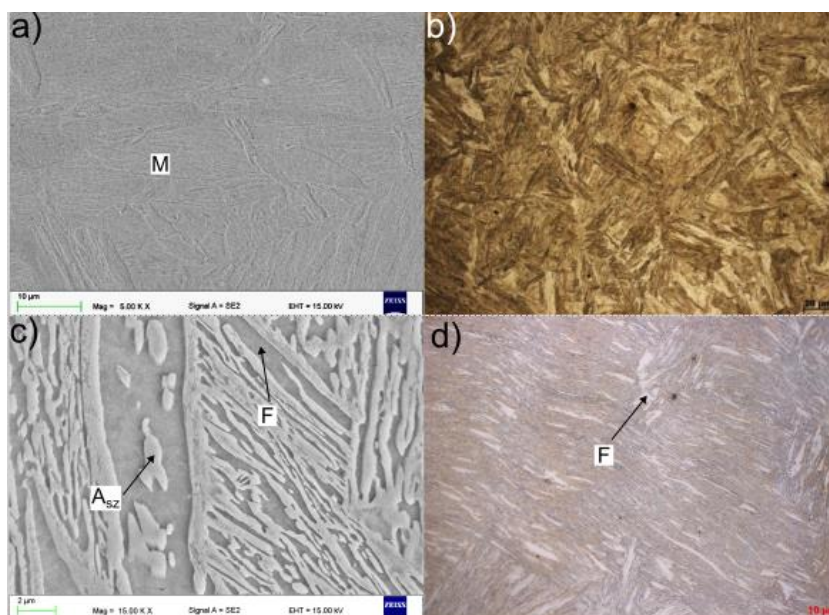
wyjściową był martenzyt, w trakcie wyżarzania międzykrytycznego doszło do powstania około 35% austenitu, stabilnego do temperatury pokojowej. Efekt ten jest związany z innym mechanizmem sterującym przemianą.



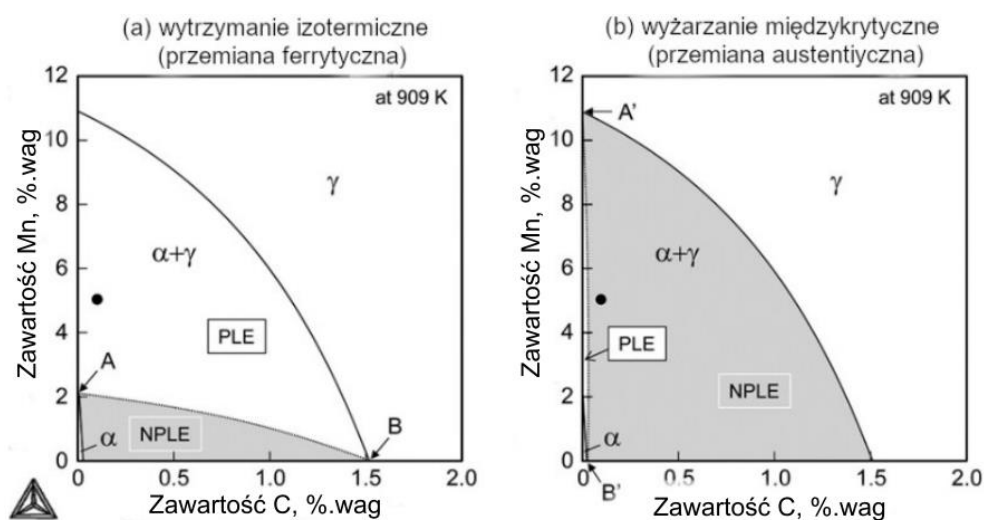
Rys. 23. Zmiana udziału austenitu w trakcie przemiany austenit → ferryt oraz martenzyt → austenit [103].

Nakada i in. [103] stwierdzili, że różna kinetyka przemiany wynika z innego mechanizmu sterującego przemianą w zależności od składu chemicznego stali i struktury wyjściowej. W przypadku gdy przemiana ma rozpocząć się z austenitu, proces sterowany jest poprzez mechanizm PLE (partitioned local equilibrium – rys. 25a). Powstawanie ferrytu prowadzi do wzbogacenia austenitu w węgiel i mangan. To z kolei prowadzi do spowolnienia kinetyki przemiany ferrytycznej, która w tych warunkach sterowana jest poprzez wolną dyfuzję manganu. Do takich samych wniosków doszli Hou i in. [105]. Stwierdzili oni również, że wzrost ferrytu sterowany jest mechanizmem PLE, który jest związany z powolną dyfuzją manganu. Jednocześnie stwierdzili oni, że innym aspektem wpływającym na spowolnienie przemiany jest zawartość manganu. Dla konwencjonalnych stali zawierających od 1,5 do 2% Mn, przemiana ferrytyczna w takich warunkach zachodzi stosunkowo szybko. Jednak kiedy zawartość manganu wynosi 3% lub więcej, następuje gwałtowne spowolnienie przemiany austenitu w ferryt. Z kolei gdy struktura wyjściowa składa się z martenzytu, przemiana austenityczna kontrolowana jest poprzez mechanizm PLE oraz NPLE (negligible-partitioned local equilibrium - rys. 25b). Początkowo przemiana jest sterowana mechanizmem NPLE (kontrolowany przez szybką dyfuzję węgla). Na tym etapie osnowa martenzytyczna jest

zubożona w węgiel, co powoduje w nieprzemienionym martenzycie przesunięcie stężenia w lewą stronę.



Rys. 24. Mikrostruktury stali średniomangnowej typu 5Mn-1,6Al po wyżarzaniu międzykrytycznym ze struktury: a-b) austenicznej, c-d) martenzytycznej [102, 104]. F – ferryt, M – martenzyt, A_{sz} – austenit szczątkowy.



Rys. 25. Fragment wykresu równowagi fazowej Fe-C-Mn dla wytrzymania izotermicznego w temperaturze 636°C pokazującego granice PLE/NPLE w przypadku przemiany: a) ferrytycznej, b) austenicznej [103].

W momencie uzyskania składu odpowiadającego granicy PLE/NPLE, wzrost austenitu jest sterowany mechanizmem PLE [103]. Wskazuje to, że dla stali średniomanganowych walcowanych na gorąco, zalecane jest wyżarzanie międzykrytyczne po hartowaniu (chłodzeniu

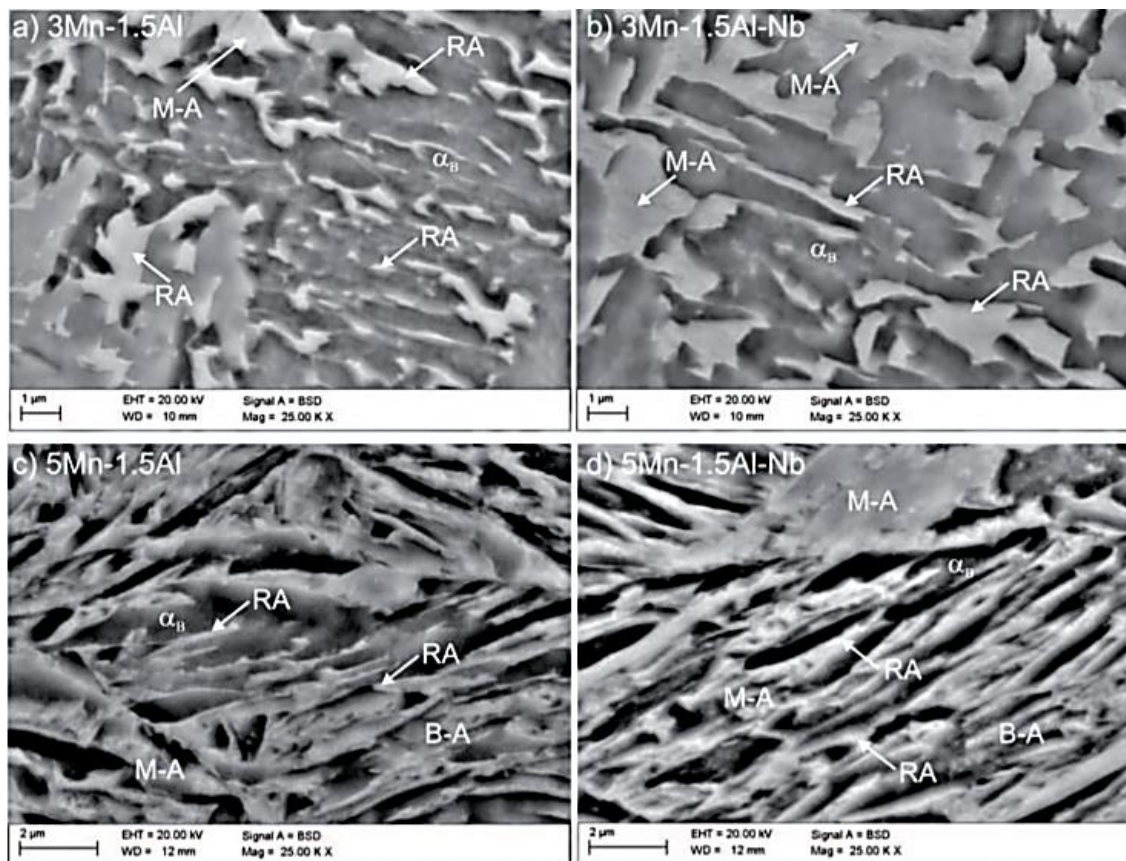
po zakończeniu walcowania). W ten sposób możliwe jest ustabilizowanie termiczne austenitu poprzez dyfuzję węgla oraz manganu. Podwyższona zawartość manganu utrudnia zintegrowanie procesu w jednym ciągu, tzn. wyżarzaniu międzykrytycznym bezpośrednio po zakończeniu walcowania w fazie austenitycznej.

2.1.3.3. Stale chłodzone w sposób kontrolowany po walcowaniu na gorąco

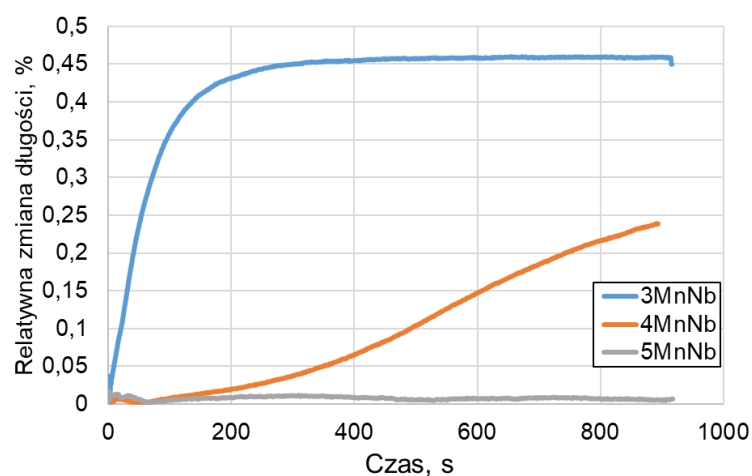
Poza wyżarzaniem międzykrytycznym stale średniomanganowe można poddać kontrolowanej obróbce termomechanicznej, czyli wytrzymaaniu w zakresie przemiany bainitycznej lub zyskującej coraz większe znaczenie obróbce QP (quenching and partitioning), polegającej na częściowym zahartowaniu stali, a następnie jej nagrzaniu do temperatury wytrzymaania izotermicznego, nieco wyższej od temperatury zahartowania. Podczas wytrzymaania izotermicznego zachodzi dyfuzja węgla z martenzytu do austenitu powodująca jego stabilizację [106]. Obróbka termomechaniczna polega na austenitowaniu, walcowaniu na gorąco a następnie na kontrolowanym chłodzeniu w zakresie przemiany austenitu w ferryt / bainit. Tworzenie ferrytu oraz/lub bainitu pozwala na stabilizację pewnej frakcji austenitu szczątkowego w strukturze. Grajcar i in. [107] analizowali wpływ walcowania termomechanicznego stali średniomanganowych na strukturę i ilość austenitu szczątkowego. Rysunek 26 przedstawia mikrostrukturę stali zawierających 3% i 5% manganu oraz dodatek Nb. Ze względu na dużą hartowność wynikającą z podwyższonego stężenia manganu, struktura stali 3Mn składała się z bainitu, wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz austenitu szczątkowego. W przypadku stali zawierającej 5% Mn, ilość martenzytu była dużo większa ze względu na większą hartowność w porównaniu do stali zawierającej 3Mn. Jednocześnie stwierdzili oni istotny fakt, że w stali zawierającej więcej manganu znajduje się mniej austenitu szczątkowego. Dla stali 3Mn ilość austenitu wynosiła 15%, a w przypadku stali zawierającej 5Mn udział tej fazy maleje do 8%. Generalnie mangan jako pierwiastek austenitotwórczy powinien zwiększać zawartość austenitu w strukturze, a widać odwrotną tendencję. Jest to spowodowane tym, że mangan zwiększa hartowność stali, przysuwając początek i koniec przemiany bainitycznej do dłuższych czasów, a w konsekwencji zmniejszając stężenie C w fazie γ [107].

W pracy własnej [94] analizie poddano kinetykę przemiany bainitycznej dla dwóch stali zawierających odpowiednio 3,1 i 3,6% manganu. Stwierdzono, że gdy zawartość manganu zwiększono o 0,5%, kinetyka przemiany bainitycznej została spowolniona. Dla stali zawierającej 3,1 % Mn, zarejestrowano znacznie krótszy czas do zakończenia przemiany, niż w przypadku stali zawierającej 3,6% manganu. Czas ten wynosił kolejno 400 i 3600 sekund. Po zwiększeniu zawartości manganu do 5% [104], przemiana nie rozpoczęła się nawet po 15 minutach. Przyczyną tego jest hamujący wpływ manganu na kinetykę przemiany bainitycznej.

Zgodnie z rys. 27 przedstawiającym zestawienie krzywych przemiany bainitycznej dla stali o różnym stężeniu manganu. Widać, że im większa zawartość manganu tym dłuższy jest czas inkubacji przemiany bainitycznej.

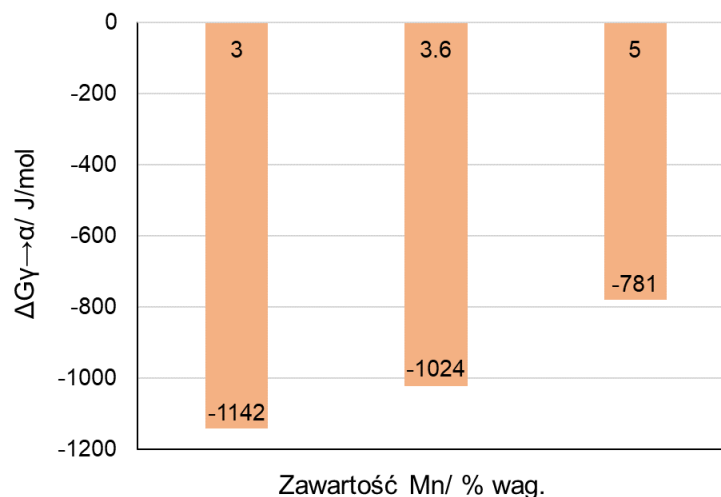


Rys. 26. Mikrostruktura stali średniomanganowych po walcowaniu termomechanicznym. M-A – wyspy austenityczno-martenzytyczne, RA – austenit szczątkowy, α_B – bainit [107].



Rys. 27. Krzywe dylatometryczne dla wytrzymania izotermicznego w 400°C dla 3 stali średniomanganowych.

Powodem tego, jest zmniejszenie energii swobodnej Gibbsa przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ przez mangan. Zgodnie z analizą przedstawioną na rys. 28 widać, że różnica energii swobodnej pomiędzy stalami zawierającymi 3 a 5% manganu wynosi 361 J/mol. Jednocześnie jak stwierdzono wcześniej, Mn zmniejsza dyfuzyjność węgla, co również przekłada się na dłuższe czasy przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$.

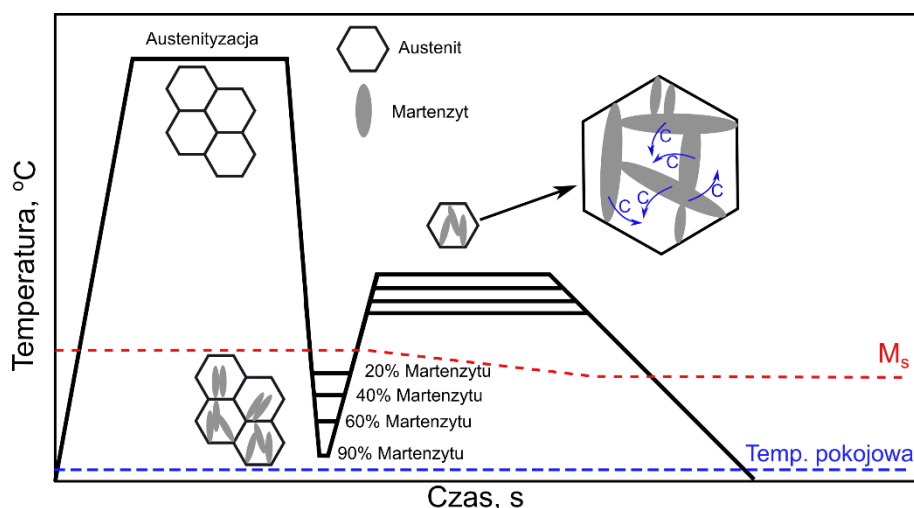


Rys. 28. Zmiana energii swobodnej Gibbsa przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ w funkcji stężenia manganu.

Do podobnych wniosków doszli Leach i in. [108], którzy analizowali wpływ zawartości manganu na energię pędną przemiany bezdyfuzyjnej. Stwierdzili oni, że gdy stężenie manganu wzrosło z 1 do 6%, energia pędna przemiany drastycznie zmalała. Podobnie Guo i in. [109] stwierdzili, że zwiększenie zawartości manganu w stali o 0,5%, spowalnia przemianę bainityczną. Dodatek ten spowodował dwukrotne wydłużenie czasu inkubacji potrzebnego do jej rozpoczęcia oraz zmniejszenie szybkości reakcji. Farahani i in. [110] analizowali wpływ krzemu oraz manganu na przemianę bainityczną i stwierdzili, że zwiększenie zawartości manganu prowadzi do zmniejszenia maksymalnej ilości bainitu, jaką można uzyskać. Dlatego w celu uzyskania bainitu należy stosować stal o mniejszej zawartości manganu (nie większej niż 4%), co umożliwia uzyskanie struktury bainityczno-austenicyznej.

Innym podejściem do stabilizacji austenitu jest obróbka typu QP (quenching and partitioning). Obróbka ta stosowana jest dla stali wielofazowych, w tym średniomanganowych, w celu podniesienia wytrzymałości materiału przez wytworzenie dużego udziału martenzytu. Obróbkę tą zaleca się dla stali średniomanganowych, które zawierają od 0,1 do 0,3% C [111]. Jednak w celu zachowania pewnej plastyczności stali, w strukturze stabilizuje się do 15% austenitu szczątkowego. He i in. [112] stwierdzili, że w przypadku stali średniomanganowej zawierającej 2% Al, obróbka QP prowadzi do uzyskania bardzo dobrego połączenia własności

wytrzymałościowych i plastyczności. Ilość wytworzonego martenzytu zależy wprost od temperatury do której zostanie ochłodzona stal (rys. 29). Kaar i in. [113] stwierdzili, że udział austenitu rośnie wraz ze wzrostem temperatury hartowania, co jest związane z jego mniejszym stopniem przemiany. Ilość martenzytu zależy od uzyskanej temperatury pomiędzy temperaturą początku (M_s) a końca (M_f) przemiany martenzytycznej. Im bliżej temperatury M_s tym mniej martenzytu zostanie utworzone przed procesem wygrzewania (partitioning).

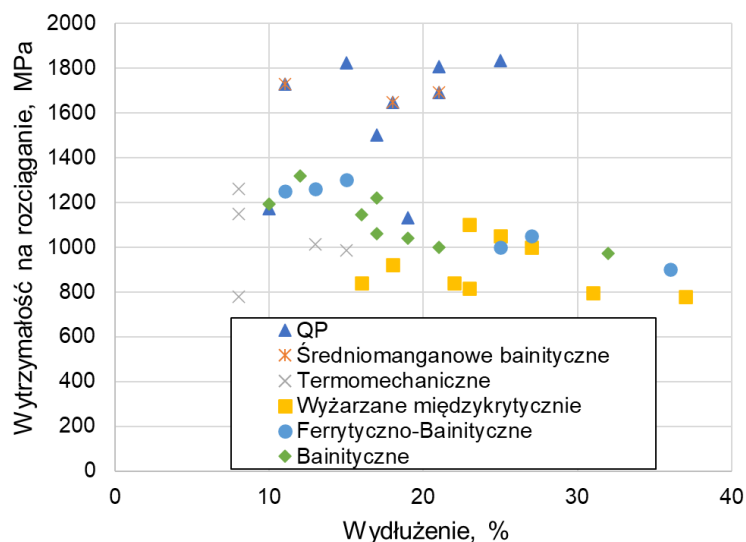


Rys. 29. Schemat obróbki QP stali średniomanganowych (opracowanie własne).

Im niższa temperatura hartowania tym więcej martenzytu zostanie utworzone i wytrzymałość stali będzie większa. Jednak wraz ze wzrostem udziału martenzytu maleje zawartość austenitu w stali. Dlatego istotnym jest określenie optymalnej temperatury hartowania, która pozwoli na uzyskanie austenitu o wystarczającej stabilności, pozwalającej na jego zachowanie w temperaturze pokojowej. Martenzyt powstający z austenitu zwiększa swoją objętość, odkształcając sąsiadujące ziarna austenitu. Im więcej martenzytu powstanie tym silniej odkształcony zostanie pozostały austenit. To może prowadzić do powstania bainitu w mikrostrukturze stali, gdy temperatura wytrzymałości mieści się w zakresie jego powstawania [113, 114]. Jednocześnie kinetyka przemiany bainitycznej jest zależna od stopnia odkształcenia martenzytu [115]. Jest to związane ze wzrostem gęstości dyslokacji, a co za tym idzie wzrostem ilości preferowanych miejsc do zarodkowania bainitu [115].

Na podstawie danych przedstawionych w tym rozdziale widać, że w zależności od składu chemicznego i obróbki cieplno-plastycznej, możliwe jest wytworzenie stali w szerokim zakresie własności mechanicznych. Rysunek 30 przedstawia zakres możliwych do uzyskania własności mechanicznych omawianych stali, w zależności od ich mikrostruktury. Zgodnie z przedstawionym rysunkiem widać, że najlepszym połączeniem wytrzymałości i plastyczności charakteryzują się stale QP. Jest to związane z ich strukturą martenzytyczną, która

charakteryzuje się największą wytrzymałością. Za plastyczność odpowiedzialny jest austenit szczytkowy. Podobne własności wykazują średniomanganowe stale bainityczne. W przypadku stali walcowanych termomechanicznie widoczny jest spadek wytrzymałości i niewielkie obniżenie wydłużenia. Oczywiście własności te mogą wzrosnąć w przypadku zwiększenia udziału faz twardych. Podobną wytrzymałość wykazują stale bainityczne, jednak ich wydłużenie jest większe.



Rys. 30. Zestawienie wytrzymałości na rozciąganie w funkcji wydłużenia dla różnych typów stali średniomanganowych [66-67, 77-78, 80, 98-99, 101, 105, 107, 109, 112, 114, 116].

W przypadku stali wyżarzanych międzykrytycznie widać, że wykazują one stosunkowo niską wytrzymałość, jednak uzyskują duże wydłużenie. Jest to spowodowane obecnością miękkiego ferrytu w mikrostrukturze stali. Jednocześnie obecność austenitu szczytkowego, ulegającego indukowanej odkształceniem przemianie martenzytycznej, znacznie poprawia plastyczność. Podobny zakres własności mechanicznych wykazują stale ferrytyczno-bainityczne. W tym przypadku wzrost udziału bainitu względem ferrytu prowadzi do wzrostu wytrzymałości kosztem wydłużenia.

2.2. Metody badawcze wykorzystujące duże szybkości odkształcenia

Standardowe badania własności mechanicznych opierają się o statyczne metody oceny ich własności. Najbardziej rozpowszechnioną metodą określenia własności mechanicznych w nauce i przemyśle jest statyczna próba rozciągania. Jednak w przetwórstwie stali, większość procesów nie przebiega w sposób statyczny. Na przykład tłoczenie, gięcie czy formowanie na prasach przebiegają z dużymi szybkościami odkształcenia. To z kolei prowadzi do rozbieżności pomiędzy normatywnymi własnościami materiału a tymi, które faktycznie uzyskuje się w

trakcie odkształcenia dynamicznego. Jednocześnie, informacja o dynamicznych własnościach wytrzymałościowych materiału jest istotna z punktu widzenia analizy przyczyn wypadków (np. eksplozje), lub zastosowań inżynierskich jak np. energochłonność konstrukcji pojazdów, kamizelek kuloodpornych i inne [117]. Ze względu na zastosowaną szybkość, odkształcenie można podzielić na: statyczne, które odbywa się z szybkością od 10^{-5} do 10^{-1} s⁻¹, kwasi-dynamiczne: o średniej szybkości odkształcenia w przedziale 10^{-1} do 10^1 s⁻¹ oraz dynamiczne o dużej szybkości odkształcenia: powyżej tych wartości [117, 118].

W rozdziale tym przedstawiono kilka obecnie stosowanych metod służących do określania własności mechanicznych stopów metali w warunkach odkształcenia dynamicznego. Stosowane są one nie tylko w celu wyznaczenia samych własności mechanicznych materiałów, ale niektóre z nich pozwalają na zbadanie przebiegu odkształcenia gotowych elementów, np. dla przemysłu motoryzacyjnego, jak i całych pojazdów.

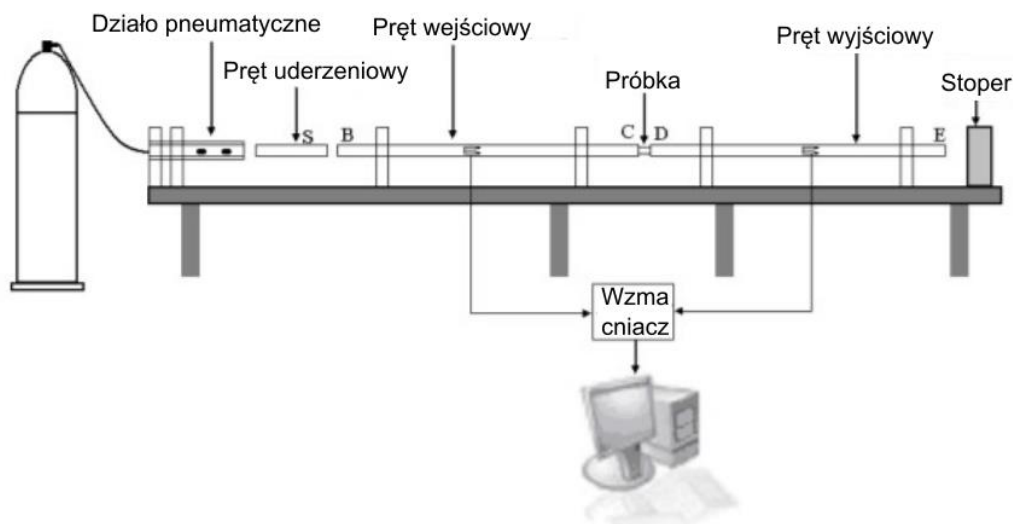
2.2.1. Metoda Hopkinsona

Metoda dzielonego pręta Hopkinsona została opracowana przez Johna Hopkinsona w celu analizy zachowania się drutów stalowych poddanych obciążeniom z dużą szybkością odkształcenia [117]. Następnie Bertram Hopkinson rozwinął metodę ojca i rozbudował ją tak aby możliwe było generowanie ściskającej fali odkształcenia. Metoda ta stosowana jest od 1940 roku [118]. Opracowanie metody Hopkinsona było milowym krokiem w analizie materiałów w warunkach odkształcenia dynamicznego. Innowacją była możliwość uzyskania bezpośredniego pomiaru, pozwalającego na uzyskanie krzywych naprężenie-odkształcenie. Jest to obecnie najbardziej rozpowszechniona i stosowana metoda do analizy dynamicznej własności mechanicznych materiałów inżynierskich.

Metoda Hopkinsona wykorzystuje propagację jednowymiarowej fali. W trakcie testu, krótka próbka jest umieszczona pomiędzy dwoma prętami (wejściowym i wyjściowym). Odkształcenie odbywa się poprzez rozpędzenie przez układ pneumatyczny pręta uderzeniowego do zadanej szybkości (rys. 31) [117-120].

W wyniku uderzenia generowany jest impuls odkształcenia, który propaguje do pręta wejściowego. Powoduje to dynamiczne odkształcenie próbki; jednocześnie generowany jest impuls odbicia, który powraca do pręta wejściowego, co generuje kolejny impuls kierowany do pręta wyjściowego (impuls transmisyjny). Pomiar sygnałów z tych impulsów jest mierzony i rejestrowany poprzez system sprzężony z czujnikami odkształcenia, wzmacniaczem itd. Szybkość pręta uderzeniowego jest mierzona za pomocą systemu pomiaru szybkość składającego się z pary równoległych wiązek światła i fotokomórek, obwodu wzmacniającego, elektronicznego licznika czasu, itd. Pręt absorpcyjny służy do przechwytywania impulsu transmisji. Gdy impuls transmisyjny jest odbijany od wolnego końca pręta absorpcyjnego,

uderza on z całym pędem impulsu transmisyjnego, a jego energia ostatecznie zanika, uderzając w tłumik. W ten sposób pręt wyjściowy już się nie porusza, co umożliwi zapobieganie falom odbitym, które mogą powodować wtórne zakłócenia próbki z drugiego końca pręta wyjściowego, gdy nie ma już pręta odpowiedzialnego za absorpcję [117-119].



Rys. 31. Schemat przedstawiający konstrukcję metody Hopkinsona [117].

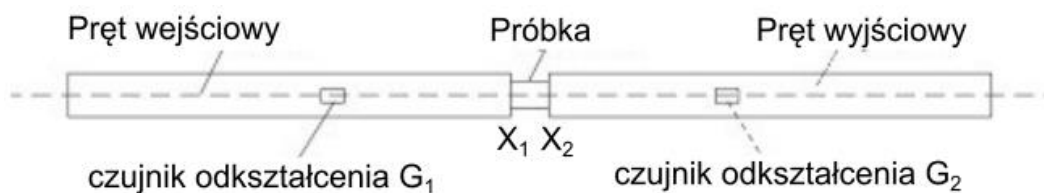
Należy podkreślić, że metoda dzielonego pręta Hopkinsona opiera się na dwóch podstawowych założeniach: jednowymiarowej fali naprężenia w pręcie oraz, że naprężenie/odkształcenie jest równomiernie rozłożone na długości krótkiej próbki (dynamiczna równowaga). Przy pierwszym założeniu, naprężenie $\sigma(X_1, t)$ i szybkość $v(X_1, t)$ na granicy X_1 (rys. 32), pomiędzy prętą a prętem wejściowym oraz $\sigma(X_2, t)$ i $v(X_2, t)$ na styku X_2 pomiędzy prętą a prętem wyjściowym, mierzy się średnie naprężenie $\sigma_s(t)$, szybkość odkształcenia $\dot{\epsilon}_s(t)$ i odkształcenie $\epsilon_s(t)$ próbki zgodnie z następującymi równaniami, odpowiednio [118]:

$$\sigma_s(t) = \frac{A}{2A_s} [\sigma(X_1, t) + \sigma(X_2, t)] = \frac{A}{2A_s} [\sigma_I(X_1, t) + \sigma_R(X_1, t) + \sigma_T(X_2, t)] \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon}_s(t) = \frac{v(X_2, t) - v(X_1, t)}{l_s} = \frac{v_T(X_2, t) - v_I(X_1, t) - v_R(X_1, t)}{l_s} \quad (4)$$

$$\epsilon_s(t) = \int_0^t \dot{\epsilon}_s(t) dt = \frac{1}{l_s} \int_0^t [v_T(X_2, t) - v_I(X_1, t) - v_R(X_1, t)] dt \quad (5)$$

gdzie A jest przekrojem poprzecznym pręta, A_s jest przekrojem próbki a l_s jest długością próbki.



Rys. 32. Pozycja pręta wejściowego, próbki oraz pręta wyjściowego w metodzie Hopkinsona [118].

Drugie założenie odnosi się do równomiernego rozłożenia naprężenia/odkształcenia na długości próbki zgodnie z teorią jednowymiarowej fali naprężenia (6) [118]:

$$\sigma_I + \sigma_R = \sigma_T, \quad \varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad (6)$$

gdzie σ_I , σ_R , σ_T , są kolejno falą naprężenia na pręcie wejściowym, odbitą falą naprężenia i przepuszczaną falą naprężenia. Natomiast ε_I , ε_R , ε_T odnoszą się do fali odkształcenia na pręcie wejściowym, odbitej fali odkształcenia oraz przepuszczanej fali odkształcenia. Wykorzystując wyżej przedstawione założenie w połączeniu z równaniami (3), (4) oraz (5) finalnie otrzymujemy [118]:

$$\sigma_s(t) = \frac{EA}{A_s} \varepsilon_T(X_{G2}, t) = \frac{EA}{A_s} [\varepsilon_I(X_{G1}, t) + \varepsilon_R(X_{G1}, t)] \quad (7)$$

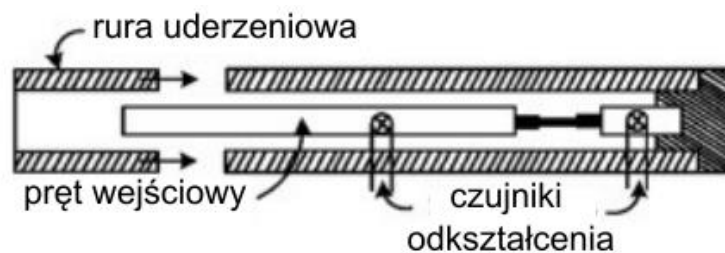
$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{2C_0}{l_s} \varepsilon_R(X_{G1}, t) = \frac{2C_0}{l_s} [\varepsilon_I(X_{G1}, t) - \varepsilon_T(X_{G2}, t)] \quad (8)$$

$$\varepsilon_s(t) = -\frac{2C_0}{l_s} \int_0^t \varepsilon_R(X_{G1}, t) dt = \frac{2C_0}{l_s} \int_0^t [\varepsilon_I(X_{G1}, t) - \varepsilon_T(X_{G2}, t)] dt \quad (9)$$

W związku z powyższym, krzywe naprężenie-odkształcenie dla badanego materiału pod wpływem dużych szybkości odkształcenia mogą zostać uzyskane bez brania pod uwagę czasu t . Powyższe równania pokazują również, że gdy spełnione jest założenie równomiernego rozkładu naprężenia/odkształcenia pomiędzy falą odkształcenia $\varepsilon_I(X_1, t)$, odbitą falą odkształcenia $\varepsilon_R(X_1, t)$ i przepuszczaną falą odkształcenia $\varepsilon_T(X_2, t)$ możliwe jest wyznaczenie dynamicznej zależności pomiędzy naprężeniem $\sigma_s(t)$ a odkształceniem $\varepsilon_s(t)$ próbki zgodnie z zależnościami (7)-(9).

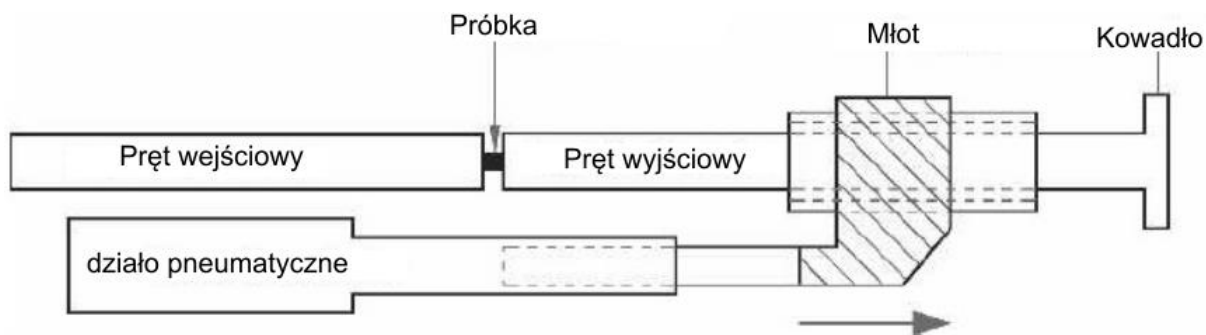
Metoda Hopkinsona ze względu na swoją popularność została zmodyfikowana tak, że możliwe jest przeprowadzanie na niej badań w warunkach rozciągania [119-121], skręcania oraz ścinania [122-123]. W przypadku próby rozciągania, pierwsze urządzenie zostało wykonane przez Hardinga i in. [121] w 1960 roku (rys. 33). W tym układzie jako „pręt” uderzeniowy zastosowano rurę, która uderzając w kolejną rurę będącą w kontakcie z kowadłem

na jej końcu, tworzy naprężenie ściskające. To z kolei powoduje ruch kowadła, które oddziałuje na próbkę naprężeniem rozciągającym.



Rys. 33. Schemat pierwszego układu metody Hopkinsona do prób rozciągania [118].

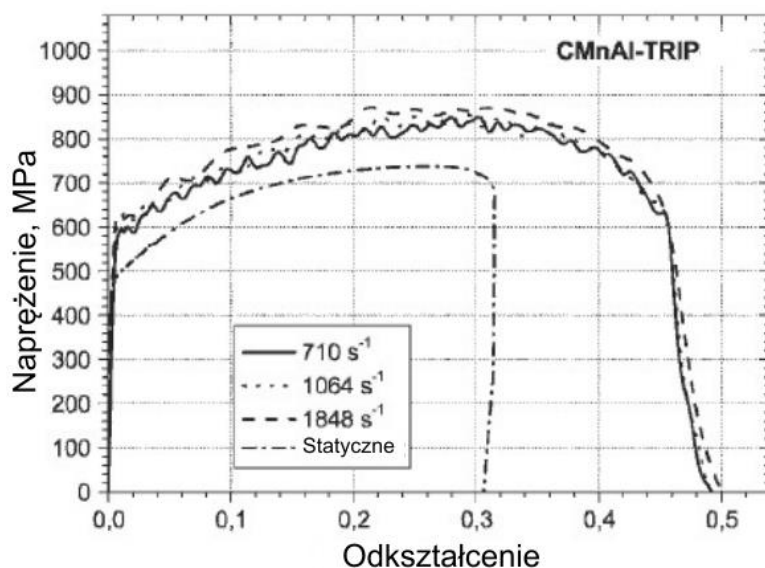
Obecnie urządzenia do prób rozciągania są bardzo podobne do konwencjonalnej metody Hopkinsona (rys. 34). Stosowane są pręty lite, a za generowanie naprężenia rozciągającego odpowiada kowadło na końcu urządzenia. Próbkę płaską zamocowana jest trwale pomiędzy prętami: wejściowym oraz wyjściowym.



Rys. 34. Schemat metody Hopkinsona do dynamicznego rozciągania [119].

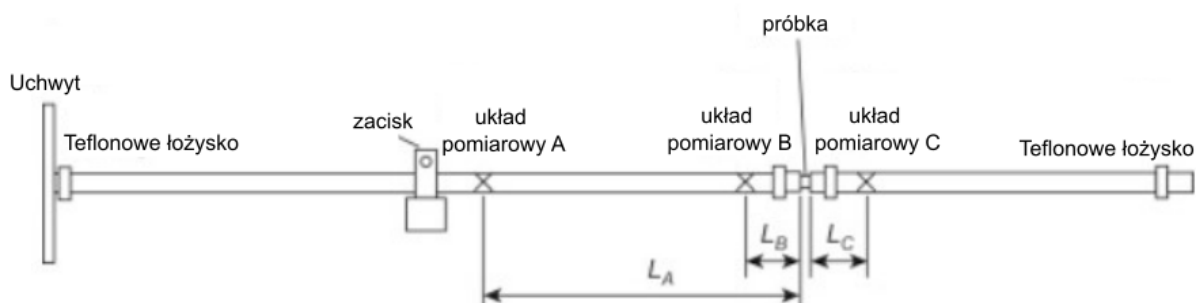
Mocowanie próbki odbywa się poprzez wklejenie jej w wycięcia znajdujące się w obu prętach. Uderzenie rozpędzonego młota w kowadło, zamontowane na końcu pręta wyjściowego, powoduje rozciągnięcie próbki [119-120]. Na rysunku 35 przedstawiono, przykładowy wynik dynamicznej próby rozciągania uzyskanej w metodzie Hopkinsona dla 3 różnych szybkości odkształcenia.

Na podstawie przedstawionych na rys. 35 krzywych można stwierdzić, że stal w warunkach dynamicznych wykazuje większe własności mechaniczne w porównaniu do warunków statycznych. W przypadku przedstawionych danych można zaobserwować większy wpływ szybkości odkształcenia na własności plastyczne niż wytrzymałościowe. Widać również, że krzywe dynamiczne mają nieregularny przebieg, co jest związane z propagacją fali odkształcenia. Jednocześnie zwiększenie szybkości odkształcenia nie spowodowało istotnych zmian w przebiegu krzywych jak i uzyskanych własnościach mechanicznych.



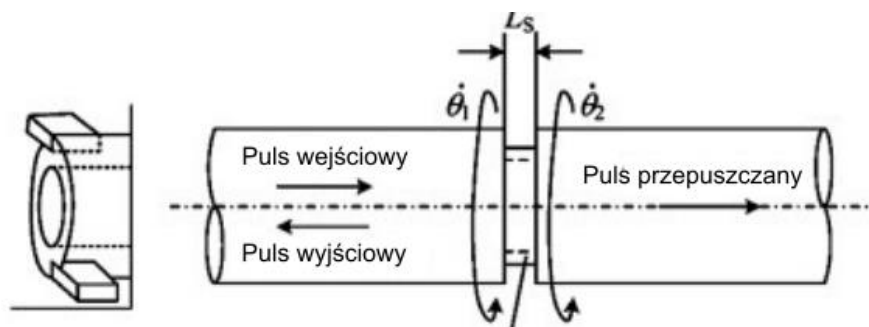
Rys. 35. Porównanie krzywej ze statycznego rozciągania stali typu CMnAl z krzywymi dynamicznymi uzyskanymi metodą Hopkinsona [119].

Do badań wytrzymałości na skręcanie metoda Hopkinsona została dostosowana w 1966 roku przez Baker i Yew [122]. Schemat urządzenia przedstawiono na rysunku 36. W metodzie tej fala skręcająca generowana jest poprzez nagłe zwolnienie momentu skręcającego. Zaraz po tym następuje odkształcenie materiału poprzez moment skręcający i w tym samym czasie generowana jest krzywa.



Rys. 36. Schemat metody Hopkinsona do dynamicznego skręcania [118].

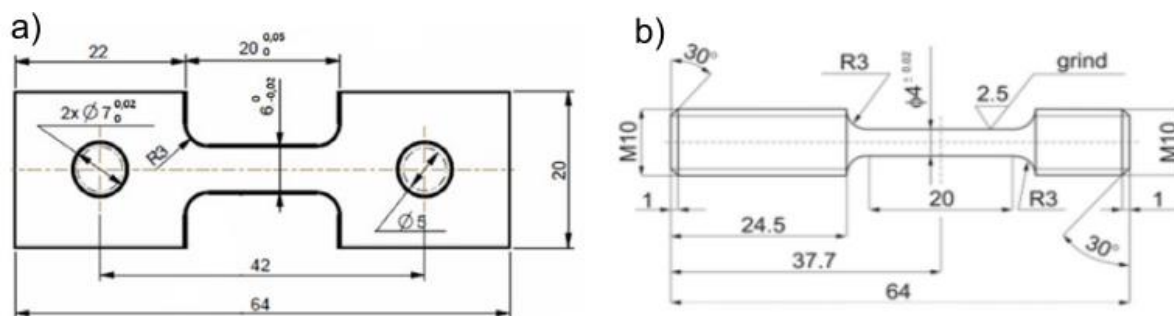
Innym sposobem generowania momentu skręcającego jest użycie ładunków wybuchowych. Duffy i in. [123] opracowali tę metodę w 1971 roku; jej schemat przedstawiono na rys. 37. Metoda ta pozwala na wytworzenie obciążenia skręcającego o dużej szybkości odkształcenia, co jest jednak trudne technicznie. Wymaga to jednoczesnego zdetonowania dwóch ładunków, które wygenerują dokładnie taki sam impuls, w dokładnie tym samym czasie na końcach prętów wejściowych.



Rys. 37. Schemat metody wybuchowego skręcania [118].

2.2.2. Metoda młota rotacyjnego

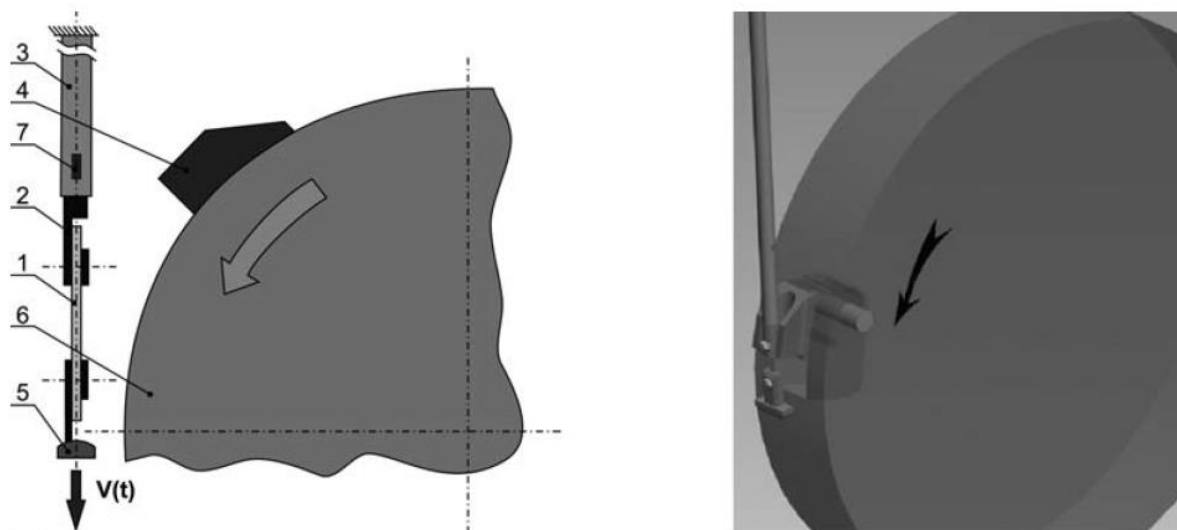
Inną metodą pozwalającą na badanie własności mechanicznych materiałów z dużymi szybkościami odkształcenia jest metoda młota rotacyjnego [55]. W metodzie tej stosuje się próbki płaskie, podobnie jak w metodzie Hopkinsona, jednak istnieje także możliwość stosowania próbek o przekroju okrągłym (rys. 38) [124]. Urządzenia te charakteryzują się kompaktową konstrukcją i nieskomplikowaną metodą badania. Dodatkową zaletą tych urządzeń jest możliwość badania próbek wykonanych z prętów oraz materiałów powlekanych, blach i taśm. Ta wszechstronność zastosowania, duży zakres szybkości deformacji i stosunkowo niski koszt wykonania próbki testowej, zachęcają do poszukiwania możliwości wykorzystania tych urządzeń w testach materiałów [125].



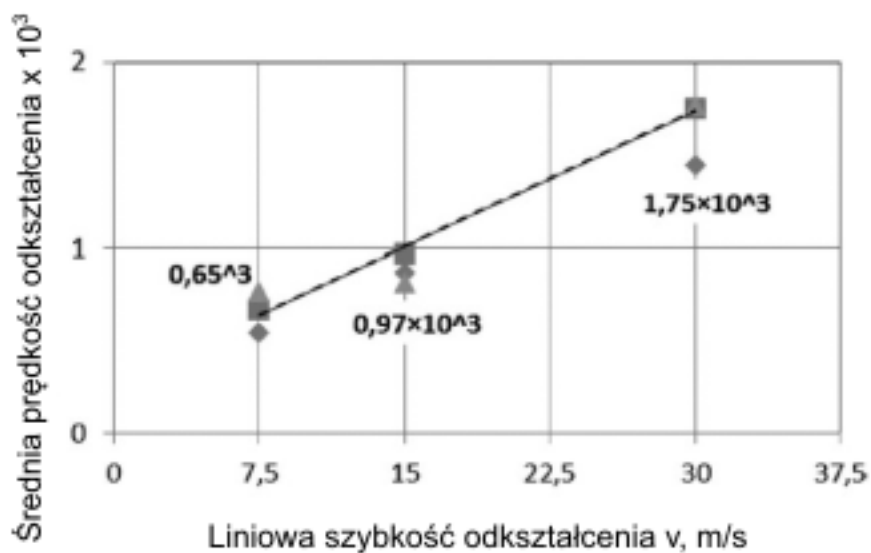
Rys. 38. Geometria próbek do badań dynamicznych przy użyciu metody młota rotacyjnego: a) próbka płaska [55], b) próbka okrągła [125].

Odształcenie próbki w tej metodzie odbywa się poprzez uderzenie młota umocowanego na kole, którego zadaniem jest rozpędzenie tegoż młota. Następnie rozpędzony młot uderza w kowadło będące dolnym uchwytem próbki (rys. 39). Szybkość liniową młota określa się poprzez pomiar szybkości obrotowej koła do którego jest on przymocowany. Na podstawie tych informacji możliwe jest określenie zadanej szybkości odkształcenia [124, 126]. Zwiększenie liniowej szybkości kowadła przekłada się na wzrost szybkości odkształcenia

badanego materiału (rys. 40). W przypadku tej metody możliwe jest uzyskanie szybkości odkształcenia w zakresie od 10^2 do 10^4 s⁻¹ [124].



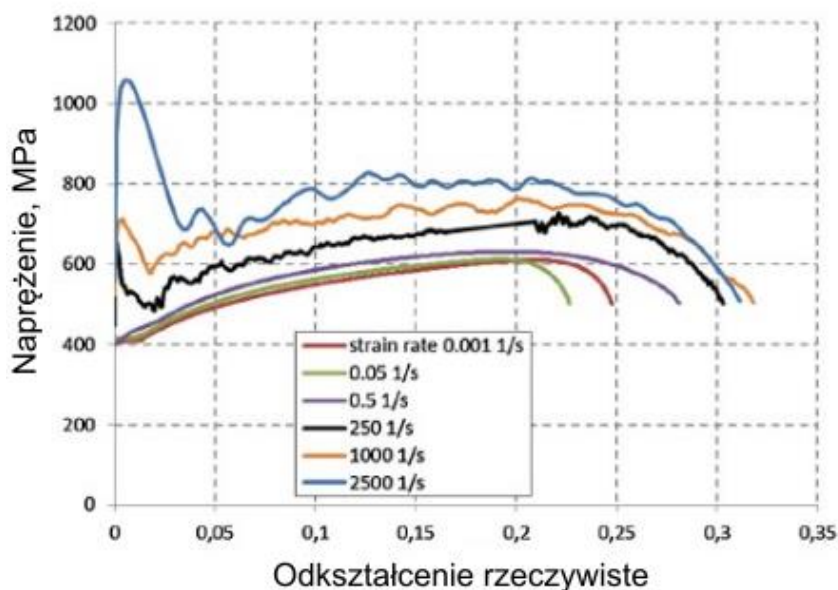
Rys. 39. Schemat przedstawiający sposób odkształcenia próbki przy użyciu młota rotacyjnego. 1-próbka, 2-górne mocowanie próbki, 3-pręt pomiarowy, 4-szczeka młota, 5-dolny uchwyt próbki, 6-koło uderzeniowe, 7-ekstensometr [126].



Rys. 40. Zależność pomiędzy liniową szybkością kowadła a średnią szybkością odkształcenia w metodzie młota rotacyjnego [124].

Na rys. 41 przedstawiono przykładowe wyniki dynamicznego rozciągania przy zastosowaniu tej metody. Podobnie jak w metodzie Hopkinsona można zauważyć wzrost własności mechanicznych przy zastosowaniu odkształcenia dynamicznego. Także przebieg

uzyskanych krzywych jest nieregularny, co jest związane z propagacją fali. Jednocześnie widać, że wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia, rejestrowana jest większa siła w początkowym etapie odkształcenia.



Rys. 41. Porównanie krzywych statycznych z krzywymi dynamicznymi otrzymanymi przy użyciu młota rotacyjnego dla stali HC380 [55].

Jest to specyfika tej metody pomiarowej. Pierwsze widoczne piki wynikają z bezwładności spowodowanej uderzeniem młota w kowadło. Im szybciej się to dzieje, tym większa jest ta wartość. Wada ta praktycznie uniemożliwia (lub znacznie utrudnia) określenie granicy plastyczności badanego materiału.

Na podstawie badań przy użyciu młota rotacyjnego można określić szybkość odkształcenia, wytrzymałość na rozciąganie oraz odkształcenie graniczne. Odkształcenie graniczne jest wyrażane w skali logarytmicznej. W tym przypadku stosuje się zasadę stałej redukcji objętości w ciągłej objętości odkształcenia granicznego, które jest stosowane w analizie procesów odkształcenia plastycznego, a opisane jest równaniem (10) [125]:

$$\varepsilon_g = \ln \frac{S_0}{S_1} = \ln \frac{\frac{\pi d_0^2}{4}}{\frac{\pi d_1^2}{4}} = \ln \frac{d_0^2}{d_1^2} = \ln \left(\frac{d_0}{d_1}\right)^2 = 2 \ln \frac{d_0}{d_1} \quad (10)$$

gdzie ε_g jest odkształceniem granicznym, S_0 jest początkowym przekrojem poprzecznym próbki w miejscu pomiarowym, S_1 jest finalnym przekrojem poprzecznym próbki w miejscu przewężenia, d_0 jest początkową średnicą próbki, d_1 jest średnicą końcową próbki po zerwaniu.

Szybkość odkształcenia odpowiadającą określonej szybkości liniowej młota można wyznaczyć poprzez stosunek odkształcenia granicznego do czasu odkształcenia (11) [125]:

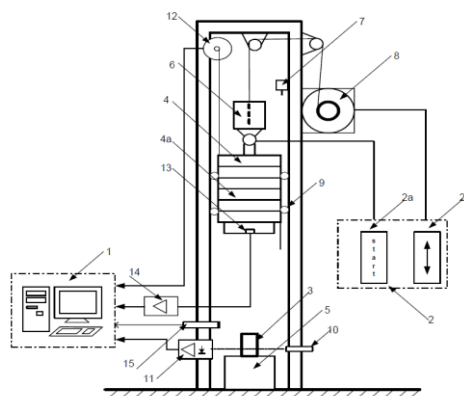
$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_g}{t} \quad (11)$$

gdzie $\dot{\varepsilon}$ jest szybkością odkształcenia (s^{-1}), ε_g jest odkształceniem granicznym, natomiast t jest czasem (s). Określona równaniem (11) szybkość jest średnią szybkością.

Metoda ta, mimo że rzadziej stosowana, pozwala na określenie szeregu własności mechanicznych materiałów inżynierskich w warunkach odkształcenia dynamicznego. Tego typu informacje są wymagane do opracowania modeli numerycznych pozwalających przewidzieć zachowanie się gotowych elementów w trakcie dynamicznego odkształcenia.

2.2.3. Metoda młota spadowego

Techniką pozwalającą na analizę wpływu dynamicznego odkształcenia na przebieg odkształcenia gotowych elementów, w postaci crash-boxów, podłużnic czy profili otwartych i zamkniętych (z lub bez wewnętrznego wzmocnienia), jest metoda młota spadowego [127]. W metodzie tej, badany element odkształcany jest poprzez pionowe upuszczenie młota (który w rzeczywistości jest blokiem stalowym o przekroju kwadratu lub koła), wyposażonego w układ pomiarowy (rys. 42) na badany element znajdujący się na kowadlu. Energię uderzenia można kontrolować poprzez zmianę wysokości z jakiej zostanie opuszczony młot lub zmianę jego masy.



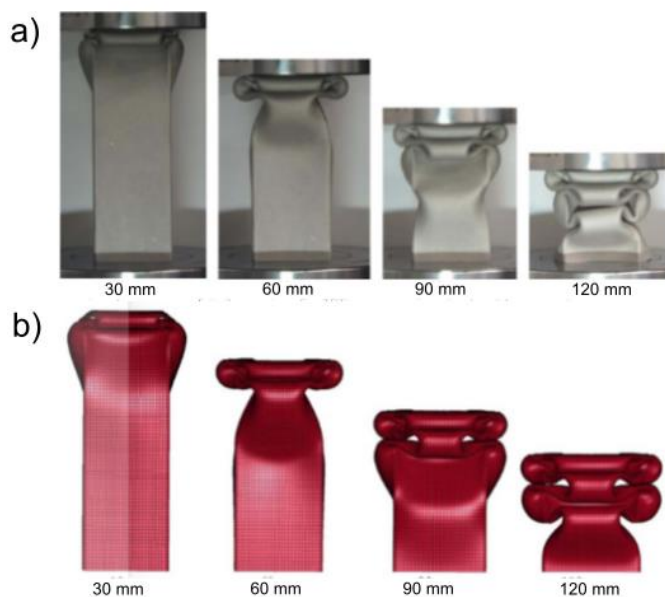
Rys. 42. Schemat układu pomiarowego młota spadowego. 1-system zbierania danych, 2-układ manualnego sterowania położeniem młota, 2a-układ zwalniający młot, 2b-układ pozycjonowania, 3-próbka, 4-młot, 4a-obciążenie młota, 5-kowadło, 6-elektromagnes, 7-przełącznik krańcowy, 8-silnik elektryczny, 9-łożyska rolek, 10-laserowy odbiornik, 11-odbiornik, 12-generator, 13-sensor piezoelektryczny, 14-wzmacniacz sensora piezoelektrycznego, 15-czujnik długości [127].

W przypadku młota spadowego, jego energia jest związana z energią kinetyczną układu [127]. Dlatego możliwe jest obliczenie teoretycznej szybkości spadku swobodnego młota po jego odbezpieczeniu. Zgodnie z prawem zachowania energii $E_p = E_k$, szybkość opadającego młota można obliczyć na podstawie równania (13) [107]:

$$v = \sqrt{2gh} \quad (13)$$

gdzie g jest przyspieszeniem grawitacyjnym ($9,81 \text{ m/s}^2$), natomiast h jest wysokością z jakiej upuszczono młot.

Zazwyczaj badania gotowych elementów zaczyna się od analizy w warunkach statycznych. Ma to na celu opracowanie wstępnego modelu elementu, który następnie zostanie poddany walidacji [128-129]. Rys. 43 przedstawia przykład przebiegu deformacji elementu cienkościennego oraz odpowiadającej mu symulacji. Charakterystyczne falowanie w trakcie odkształcenia jest zamierzonym efektem pozwalającym na pochłonięcie większej energii odkształcenia [128-130].

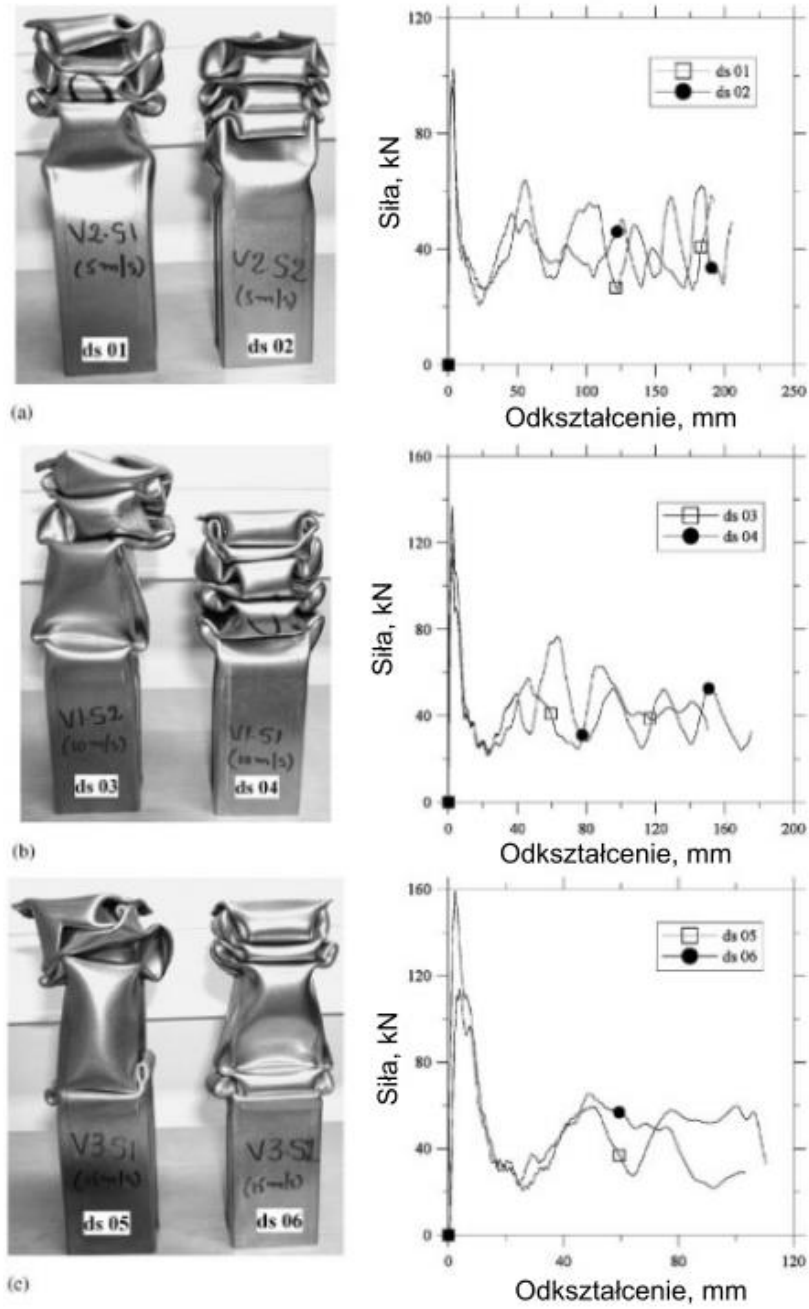


Rys. 43. Przebieg odkształcenia profilu cienkościennego w warunkach statycznych:
a) eksperyment, b) wynik symulacji [128].

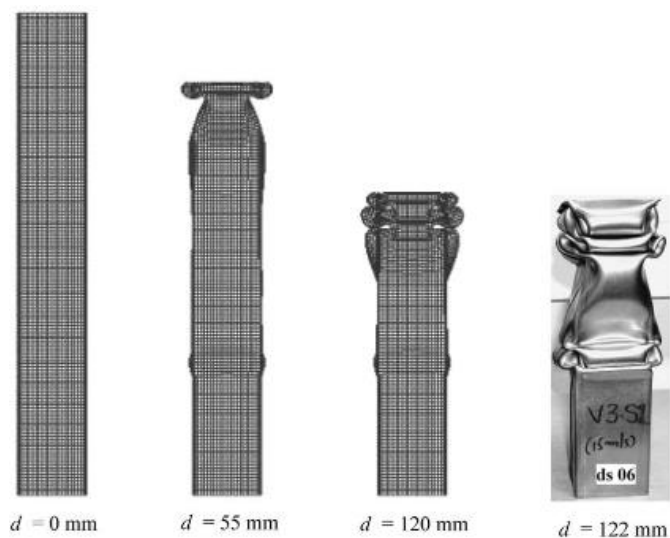
Tak opracowany model sprawdza się w warunkach dynamicznych (poprzez przeprowadzenie fizycznego eksperymentu), a następnie uwzględnia się uzyskany wynik w jego zmodyfikowanej wersji [129-130]. Rys. 44 przedstawia profile cienkościenne o przekroju kwadratu poddane odkształceniu dynamicznemu z szybkością 5, 10 i 15m/s. Tak uzyskane dane, tzn. kształt profilu po odkształceniu plastycznym jak i zmiana charakteru krzywej siła-odkształcenie, są wykorzystywane do walidacji opracowanych modeli. Porównanie

uzyskanych wyników eksperymentalnych z opracowanym modelem pozwala na jego modyfikację, tak aby odpowiadał warunkom dynamicznym (rys. 45). Te z kolei mogą posłużyć do projektowania głównych elementów, np. w konstrukcji nadwozia i oszacowania rozkładu naprężenia oraz przebiegu odkształcenia w celu optymalizacji geometrii tych elementów.

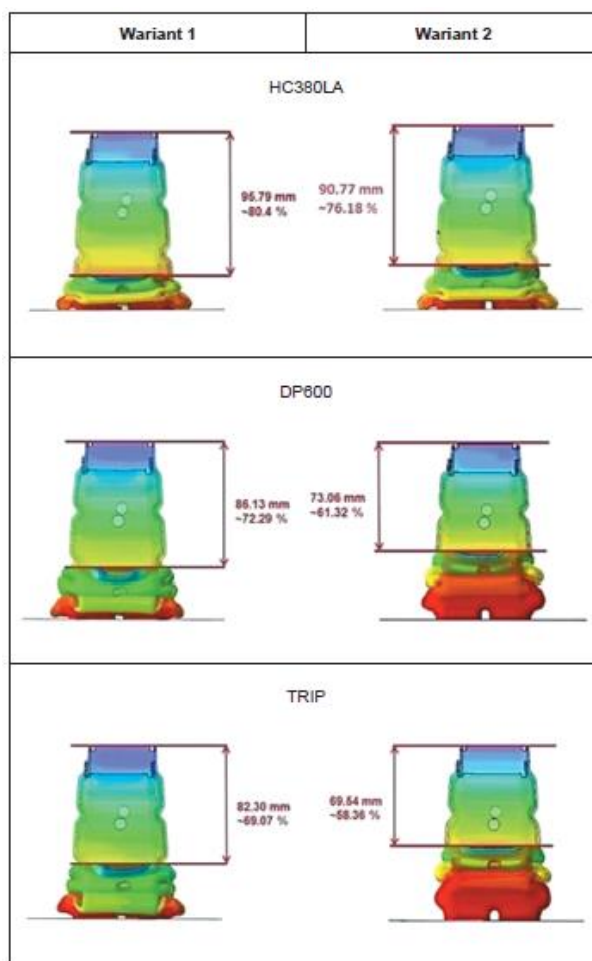
Zgodnie z pracą [129] w trakcie modelowania istotne jest uwzględnienie naprężeń powstałych na wcześniejszych etapach kształtowania elementu. Na rys. 46 przedstawiono wynik symulacji elementu konstrukcji nadwozia samochodu wykonanego z 3 różnych materiałów oraz z uwzględnieniem i nie uwzględnieniem naprężeń powstałych w procesie tłoczenia. Zgodnie z przedstawionymi symulacjami widać, że w przypadku gdy naprężenia z procesu tłoczenia nie zostały uwzględnione (wariant 1), skrócenie elementu było większe.



Rys. 44. Elementy wykonane ze stali DP 800 po próbie dynamicznego ściskania oraz przebieg zmiany obciążenia w funkcji odkształcenia dla: a) 5m/s, b) 10m/s, c) 15m/s [130].



Rys. 45. Model profilu cienkościennego o przekroju kwadratu podanego odkształceni z szybkością 5m/s wraz z wynikiem eksperymentu rzeczywistego [130].



Rys. 46. Porównanie symulacji elementu wykonanego z 3 różnych typów stali oraz uwzględniającego (wariant 2) i nie uwzględniającego (wariant 1) naprężenia z procesu tłoczenia [129].

Jednocześnie należy pamiętać, że elementy energochłonne powinny się charakteryzować, kontrolowanym i efektywnym pochłanianiem energii, bez narażania pasażerów na niebezpieczeństwo. W celu oceny wydajności elementów energochłonnych w trakcie kolizji drogowych należy wziąć pod uwagę: siłę maksymalną P_{max} , która jest wymagana do zapoczątkowania odkształcenia i procesu pochłaniania energii oraz średniego obciążenia P_m , które jest wyznacznikiem zdolności samochodu do pochłaniania energii. Parametr ten można wyznaczyć ze wzoru (14) [131]:

$$P_m = \frac{E_a}{\delta_f} \quad (14)$$

gdzie E_a jest energią pochłoniętą podczas odkształcenia, natomiast δ_f jest plastycznym przemieszczeniem osiowym. Zbyt duża wartość P_m , jest niebezpieczna, gdyż może prowadzić do powstania dużych przeciążeń, niebezpiecznych dla użytkowników pojazdu [132]. Innym parametrem jest wydajność zderzenia e_o , która jest stosowana do określenia ilości materiału poddanego stabilnemu odkształceniu. Wartość ta wyrażona jest wzorem (15) [133]:

$$e_o = \frac{\delta_f}{l} \quad (15)$$

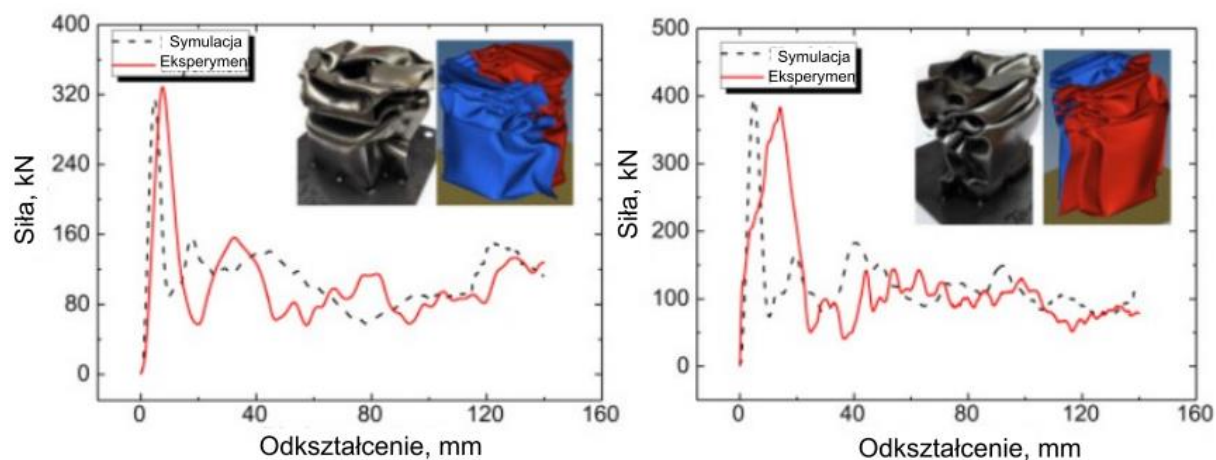
gdzie l jest długością elementu. Jeśli element jest odkształcany w sposób stabilny, oznacza to że wydajność zderzenia jest wysoka. W celu określenia tego parametru stosuje się wartość odkształcenia plastycznego przy którym kończy się przebieg stabilnego odkształcenia lub zaczyna ono być niestabilne [132]. Ważnym parametrem jest również wydajność strukturalna η , która pozwala na porównanie struktur elementów wykonanych z różnych materiałów [132, 134]. Parametr ten wyrażany jest równaniem (16) [134]:

$$\eta = \frac{P_m}{A\sigma_p} \quad (16)$$

gdzie A jest przekrojem poprzecznym elementu, σ_p jest granicą plastyczności zastosowanego materiału. Omówione powyżej parametry, pozwalają na opis własności fizycznych wynikających z geometrii analizowanych elementów [132].

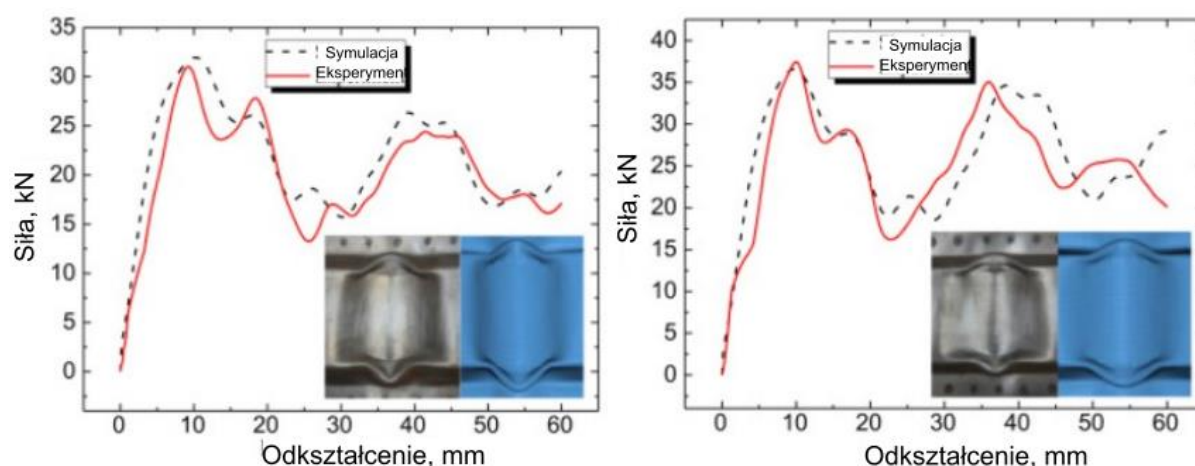
Sun i in. [135] porównali wyniki symulacji oraz eksperymentu różnych stali dwufazowych (DP). Eksperyment polegał na odkształceniu dynamicznym elementu cienkościennego z szybkością 15m/s, co odpowiada ~ 52 km/h (testy NCAP – New Car Assessment Programme, odbywają się przy szybkości 50 km/h). Z przeprowadzonego badania

wynika, że w trakcie zderzeń frontalnych, generowana jest większa energia niż w przypadku zderzeń bocznych (rys. 47 i 48).



Rys. 47. Porównanie wyników symulacji i eksperymentu dla odkształcenia powstałego w wyniku kolizji frontalnej (po lewej stal DP590, po prawej DP780) [135].

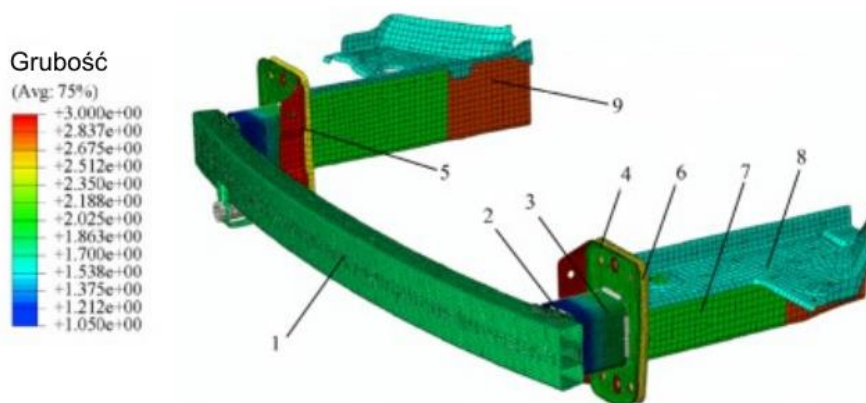
Należy zauważyć, że zmiana siły w funkcji odkształcenia jest bardziej złożona w przypadku uderzenia frontalnego. Sprawia to trudności w opracowaniu modelu, który w 100% odpowiadałby warunkom rzeczywistym. Jednak widać, że analizowane profile cienkościenne charakteryzowały się lepszą energochłonnością w trakcie kolizji frontalnej niż bocznej (powierzchnia pod wykresem). Jest to efekt pożądany, gdyż w trakcie kolizji bocznych należy ograniczyć intruzję elementu do klatki bezpieczeństwa, w celu ochrony użytkowników pojazdu.



Rys. 48. Porównanie wyników symulacji i eksperymentu dla odkształcenia powstałego w wyniku kolizji bocznej (po lewej stal DP590, po prawej DP780) [135].

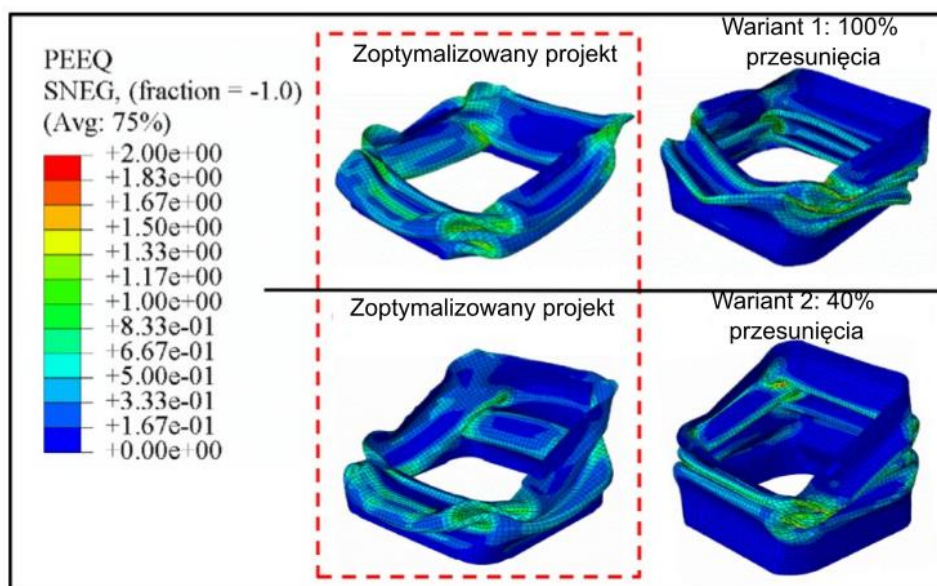
2.2.4. Testy zderzeniowe (crash-tests)

W motoryzacji ostatnim etapem weryfikacji bezpieczeństwa samochodu są testy zderzeniowe. Mają one na celu sprawdzenie zachowania się samochodu podczas kolizji frontalnych, bocznych czy uderzeń w tył samochodu. Na tym etapie weryfikowane jest nie tylko zachowanie materiału, ale również konstrukcji nadwozia wykonanej z elementów cienkościennych. W przypadku globalnych testów NCAP pojazd jest rozpędzany do 64 km/h (w przypadku uderzenia w barierę odkształcalną, w 40% jego szerokości – odpowiada to uderzeniu czołowemu w samochód o tej samej masie) [136] lub 50 km/h bezpośrednio w barierę sztywną [137]. W pierwszej kolejności na podstawie wyników badań elementów cienkościennych przygotowujemy jest model złożeniowy (rys. 49) w celu analizy przebiegu jego odkształcenia i energochłonności [138].



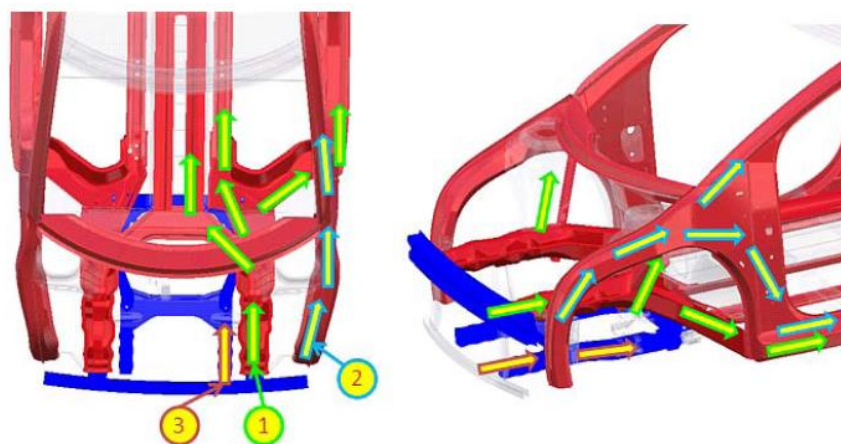
Rys. 49. Model numeryczny konstrukcji przedniej strefy pochłaniania energii o zróżnicowanym rozkładzie grubości. 1-belka zderzaka, 2-podkładki łączące crash boxy z belką zderzaka, 3-crash boxy, 4, 5, 6-podkładki łączące crash boxy z podłużnicami, 7, 8, 9-podłużnica przednia [138].

Następnie, na tak opracowanym modelu, symuluje się przebieg kolizji (symulacji obciążenia o określonych parametrach) i analizuje wyniki. Na podstawie uzyskanych wyników przeprowadzana jest optymalizacja elementów konstrukcyjnych w celu zwiększenia energochłonności [138]. Takie podejście, prowadzone jest w celu wyeliminowania kosztownego podejścia prób i błędów (testy zderzeniowe), które nie zawsze pozwalają na szybką optymalizację konstrukcji [139]. To z kolei wiąże się z niepotrzebnymi kosztami. Jednak metody numeryczne wymagają ciągłego rozwoju, aby uzyskane w nich rezultaty jak najbardziej były zbliżone do warunków rzeczywistych. Metody te w zastosowaniu do analizy i optymalizacji elementów energochłonnych prowadzone są od ok. 1985 roku [140-141] i trwają do dziś [142].

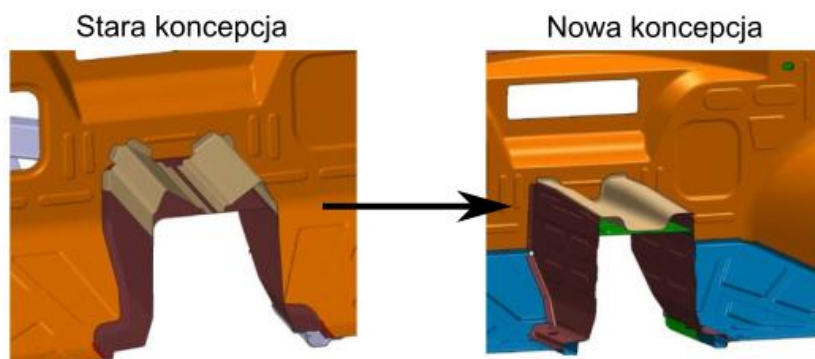


Rys. 50. Rozkład odkształcenia w modelu pierwotnym (po prawej) i zoptymalizowanym (po lewej) dla tailored rolled tubes [138].

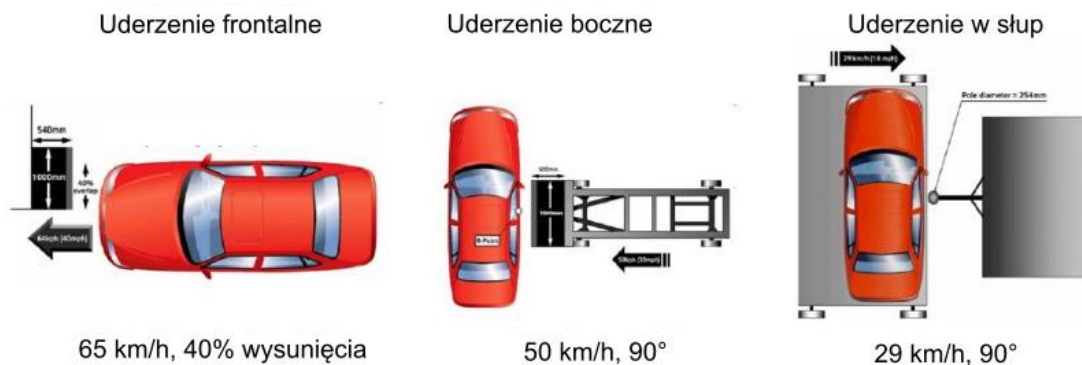
Rys. 50 przedstawia wyniki wpływu optymalizacji geometrii elementu na rozkład odkształceń. Po optymalizacji model wykazuje większą skłonność do odkształcenia plastycznego, co z kolei przekłada się na większą energochłonność. Optymalizacji nie tylko poddaje się elementy strefy kontrolowanego zgniotu, ale również elementy cienkościenne całej konstrukcji. Ma to na celu zaprojektowanie samochodu w taki sposób, aby siły powstałe w trakcie kolizji były jak najbardziej rozproszone (rys. 51). Widać, że celem tych działań jest takie projektowanie konstrukcji samochodów osobowych, aby brały one czynny udział w rozpraszaniu energii w trakcie kolizji drogowych. Ma to nie tylko na celu zmniejszenie przeciążeń jakim poddawani są użytkownicy pojazdu, ale również „niszczeniu” samochodu w sposób niezagrażający ludziom [143]. Rys. 52 przedstawia zmianę konstrukcyjną tunelu w płycie podłogowej w ramach projektu FSV (FutureSteelVehicle). Modyfikacja polegała na zmianie tunelu z jednoczęściowego na wzmocniony dodatkowym elementem. Dopiero po zoptymalizowaniu modelu, pod względem geometrii i uzyskanych parametrów, poddaje się samochody testom zderzeniowym. Pozwala to na zaoszczędzenie czasu, pieniędzy oraz ograniczenie negatywnego wpływu na środowisko, poprzez konieczność utylizacji dużej ilości samochodów testowych. Na rys. 53 przedstawiono podstawowe testy zderzeniowe, przeprowadzane w ramach bezpieczeństwa biernego osób dorosłych.



Rys. 51. Konstrukcja nadwozia pozwalająca na rozproszenie siły uderzenia [143].

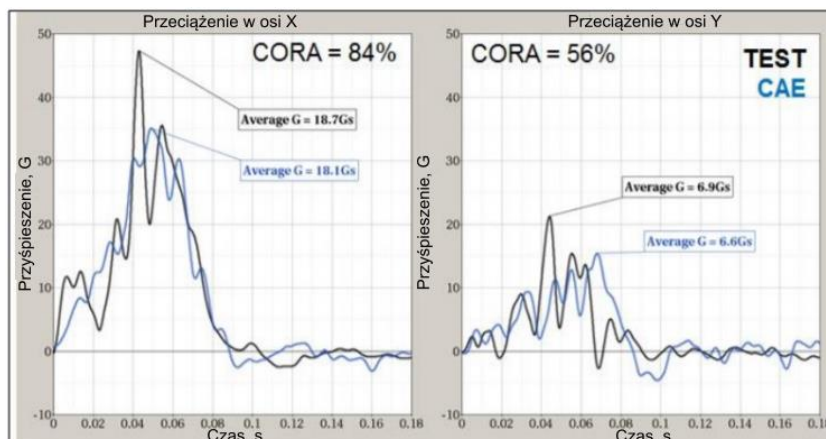


Rys. 52. Modyfikacja koncepcji tunelu płyty podłogowej w ramach projektu FSV [143].



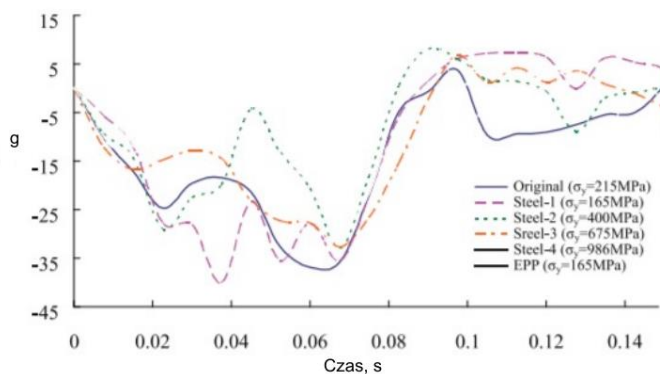
Rys. 53. Testy zderzeniowe przeprowadzane w ramach bezpieczeństwa biernego osób dorosłych. Od lewej, zderzenie czołowe, zderzenie boczne oraz uderzenie w słup [144].

W trakcie testów zderzeniowych mierzy się zmianę przyspieszenia w funkcji czasu, na podstawie akcelerometrów umiejscowionych w konstrukcji samochodu oraz manekinie [145]. Na rys. 54 przedstawiono zmianę przyspieszenia w osiach X i Y w trakcie zderzenia czołowego z przeszkodą. Prezentowane zmiany dotyczą opracowanego modelu oraz rzeczywistego testu.



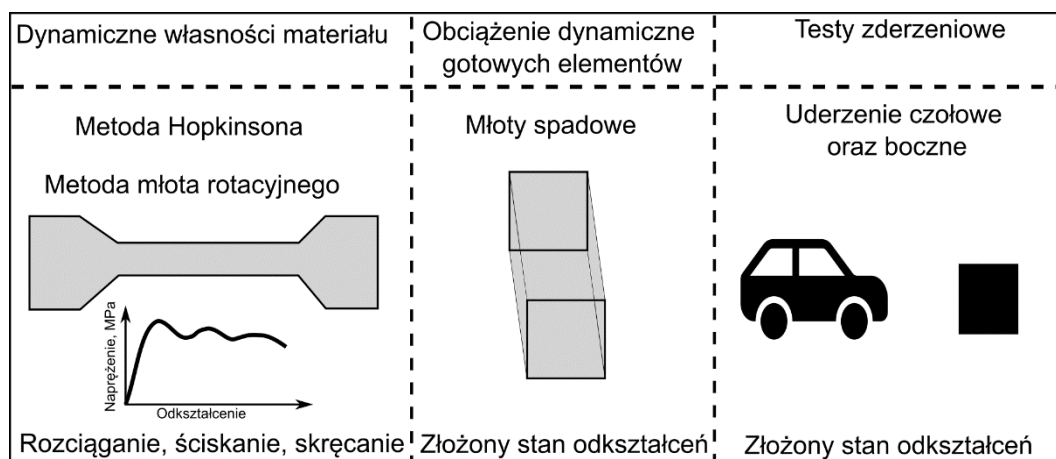
Rys. 54. Porównanie wyników przyspieszenia w osiach X i Y w trakcie zderzenia frontalnego między modelem a eksperymentem [145].

Teng i in. [146] analizowali wpływ materiału z jakiego wykonano zderzak na krzywą przyspieszenia w trakcie kolizji czołowej. Analizie poddano zderzak wykonany z tworzywa sztucznego oraz 4 różnych stali (o różnym poziomie wytrzymałości). Rys. 55 przedstawia wyniki tej analizy. Wynika z niej, że największą energochłonnością charakteryzował się zderzak wykonany ze stali o najwyższej wytrzymałości.



Rys. 55. Porównanie krzywej zmiany przyspieszenia (g) dla zderzaka wykonanego z różnych materiałów [146].

Z analizy wynika, że obecnie testy zderzeniowe przeprowadzane są na podstawie symulacji, które w stosunkowo krótkim czasie pozwalają na optymalizację geometrii oraz materiału z jakiego wykonano elementy składowe konstrukcji. Pozwala to na optymalizację kosztów poprzez ograniczenie ilości testów zderzeniowych wymaganych do przeprowadzenia. Jednak jak przedstawiono w tym rozdziale, cały proces optymalizacji zaczyna się od wyznaczenia charakterystyk materiałowych i mechanicznych zastosowanych tworzyw konstrukcyjnych (rys. 56).



Rys. 56. Metody odkształcenia dynamicznego próbek materiału, gotowych elementów oraz pojazdu (opracowanie własne).

Pierwszym krokiem jest przeprowadzenie prób dynamicznych materiału w celu określenia jego własności mechanicznych. Własności te następnie wykorzystywane są do opracowania modeli elementów składowych, które poddaje się optymalizacji poprzez rzeczywiste testy. Dopiero te informacje zaimplementowane do modelu nadwozia pozwalają na analizę jego zachowania podczas różnych warunków odkształcenia. To z kolei pozwala na opracowanie konstrukcji nadwozia, która następnie weryfikowana jest poprzez testy zderzeniowe.

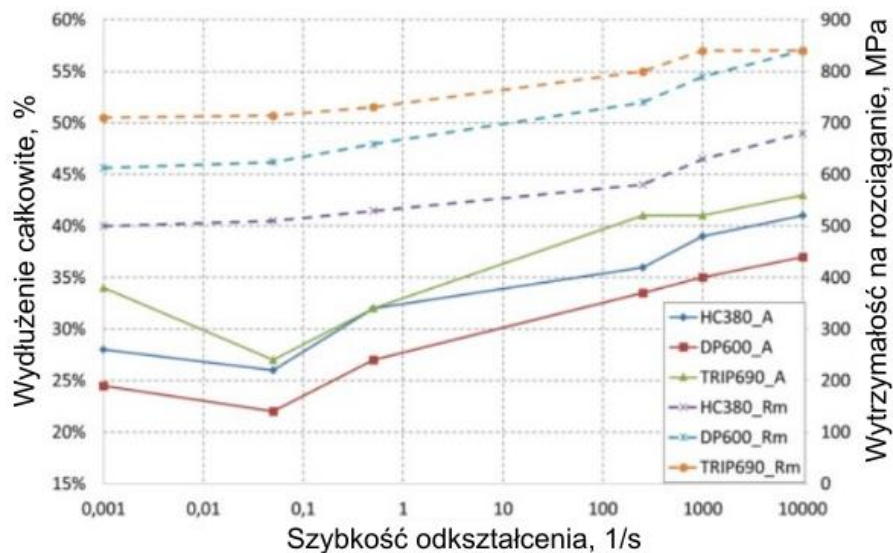
2.3. Wpływ szybkości odkształcenia na relację pomiędzy mikrostrukturą a własnościami mechanicznymi

W rozdziale tym przybliżona zostanie relacja pomiędzy odkształceniem dynamicznym a strukturą oraz własnościami mechanicznymi stopów metali ze szczególnym uwzględnieniem stali. Analizie zostanie poddana zmiana własności wytrzymałościowych i plastycznych w zależności od zastosowanej szybkości odkształcenia. Pod uwagę wzięte zostały własności uzyskane w warunkach statycznych, jak i dynamicznych, aby uwypuklić różnicę między nimi. Jednocześnie analizie poddano istotny aspekt przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt w warunkach obciążeń dynamicznych, także z uwzględnieniem oddziaływania temperatury.

2.3.1. Wpływ szybkości odkształcenia na własności wytrzymałościowe

Własności wytrzymałościowe w warunkach dynamicznych są szeroko badane dla wielu materiałów: np. stale austenityczne odporne na korozję [147-148], pierwsza generacja stali AHSS [55, 130, 149-150], druga generacja AHSS [44, 150-152], stopy metali lekkich [153-154]. W przypadku trzeciej generacji stali AHSS, przewidzianej do zastosowania na elementy energochłonne, znaleźć można zaledwie kilka prac [155-156]. Na podstawie analizy wszystkich

tych prac nasuwa się jeden wniosek, a mianowicie, że wzrost szybkości odkształcenia zwiększa wytrzymałość stopu, zarówno: granicę plastyczności jak i wytrzymałość na rozciąganie (rys. 57).

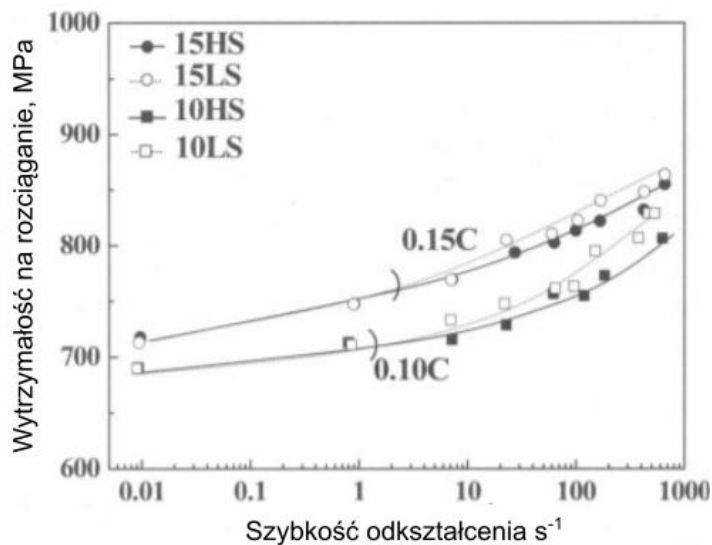


Rys. 57. Zmiana wytrzymałości na rozciąganie oraz wydłużenia całkowitego w funkcji szybkości odkształcenia dla różnych typów stali [55].

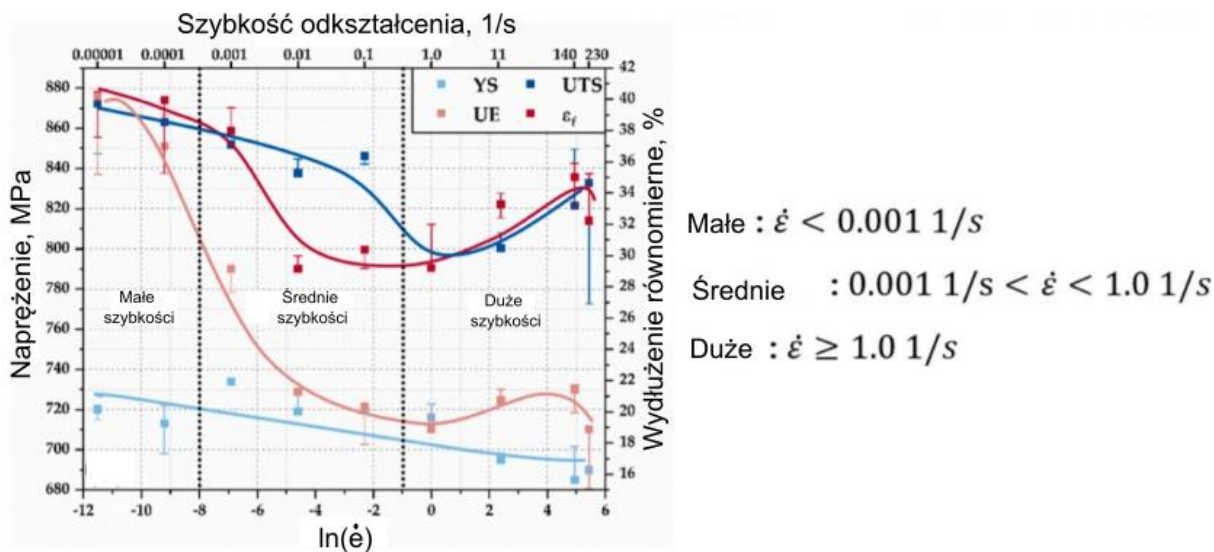
Jednocześnie w kilku pracach [55, 149-150, 154] zauważono, że dla małych szybkości odkształcenia występuje tzw. wrażliwość naprężenia na szybkość odkształcenia. Mianowicie, w zależności od materiału, rejestruje się spadek własności wytrzymałościowych w pewnym zakresie szybkości odkształcenia. Dopiero po przekroczeniu pewnej wartości szybkości odkształcenia, wartości te zaczynają rosnąć. Gronostajski i in. [55] podczas badania I generacji stali AHSS stwierdzili, że dla odkształcenia w zakresie 0,05 do 0,1 wyróżnić można 2 zakresy wrażliwości. Pierwszy w zakresie szybkości odkształcenia od 0 do 250s^{-1} , drugi z kolei od 250 do 2500s^{-1} . Choi i in. [149] również zaobserwowali, że materiał wykazuje zmienną tendencję. Stwierdzili oni, że w przypadku stali TRIP, wykładnik umocnienia w zakresie małego odkształcenia (0,02 do 0,05) wykazuje malejącą tendencję, przy szybkościach odkształcenia powyżej 10s^{-1} . Jednak ta tendencja się odwraca, gdy rozpatrywane jest odkształcenie powyżej 0,08. Odnosząc to do wytrzymałości (rys. 58), przy odkształceniu z szybkością większą niż 10s^{-1} następuje dużo większy wzrost własności wytrzymałościowych.

Yang i in. [154] analizowali wpływ szybkości odkształcenia podczas rozciągania i ściskania na własności stopu aluminium z magnezem. Zgodnie z ich wynikami, w przypadku rozciągania własności wytrzymałościowe malały, im większa była szybkość odkształcenia. Efekt ten miał miejsce do momentu osiągnięcia szybkości odkształcenia wynoszącej 400s^{-1} . Sevsek i in. [155] również zaobserwowali zależność pomiędzy szybkością odkształcenia a

zmianą własności mechanicznych w stali średniomanganowej typu 12Mn-3Al (rys. 59). W tym przypadku własności wytrzymałościowe zaczynają rosnąć po przekroczeniu szybkości odkształcenia wynoszącej 1 s^{-1} .



Rys. 58. Krzywa przedstawiająca wytrzymałość na rozciąganie w funkcji szybkości odkształcenia dla stali TRIP [149].



Rys. 59. Zmiana własności mechanicznych, w trakcie rozciągania w funkcji szybkości odkształcenia dla stali średniomanganowej typu 12Mn-3Al [155].

Wang i in. [156] stwierdzili, że wzrost wytrzymałości wraz ze zwiększeniem szybkości odkształcenia może wynikać z dwóch czynników: zwiększenie szybkości odkształcenia może prowadzić do spowolnienia anihilacji dyslokacji oraz zwiększenia ilości przeszkód dla ruchu dyslokacji. Natomiast Fan i wsp. [157] w pracy poświęconej wpływowi gęstości dyslokacji i

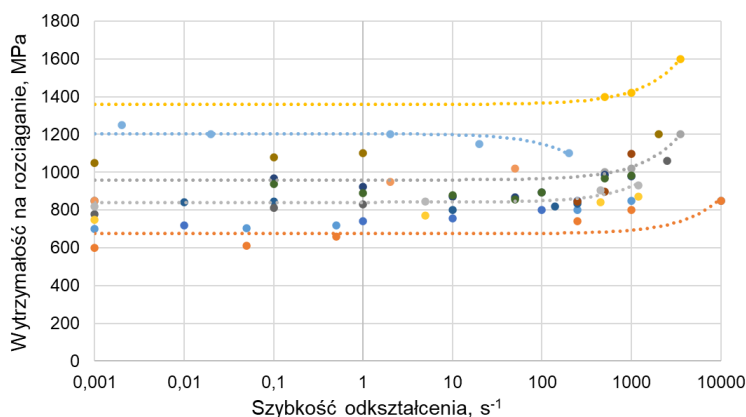
szybkości odkształcenia na własności mechaniczne miedzi i aluminium stwierdzili, że wytrzymałość materiału zależy od występowania 2 mechanizmów umocnienia. Pierwszy mechanizm umocnienia związany jest z szybkością odkształcenia, w przypadku którego granica plastyczności rośnie proporcjonalnie do szybkości odkształcenia oraz odwrotnie proporcjonalnie do gęstości dyslokacji w momencie występowania granicy plastyczności. Drugi mechanizm natomiast związany jest z klasycznym umocnieniem odkształceniowym związanym z obecnością dyslokacji lasu. W tym mechanizmie granica plastyczności w przybliżeniu jest niezależna od szybkości odkształcenia i odpowiada zależności Taylora.

Alabi i in. [158] analizowali zmianę własności mechanicznych trzech różnych stali (S235, S690QL i S960QL) w warunkach odkształcenia z szybkością do 100s^{-1} . Zgodnie z ich wynikami, tym większy wzrost wytrzymałości w warunkach dynamicznych jest osiągany im mniejsza granica plastyczności. W przypadku stali S235 o najniższej granicy plastyczności przyrost ten wyniósł 66%. Natomiast w przypadku stali S690QL i S960QL o wysokiej granicy plastyczności przyrosty wyniosły odpowiednio 9 i 6%. Wyniki te pokazują, że zmiana własności wytrzymałościowych w warunkach odkształcenia dynamicznego silnie zależy od stanu naprężenia w materiale przed odkształceniem, wynikającym z gęstości dyslokacji i rodzaju składników strukturalnych.

Inne ciekawe zjawisko zaobserwowali Wang i Huang [159] w pracy analizującej wpływ szybkości odkształcenia na własności stali zawierającej 3% Mn. W warunkach statycznych, na krzywej zarejestrowano ząbkowanie, ze względu na występowanie zjawiska dynamicznego starzenia odkształceniowego. Jednak gdy zwiększono szybkość odkształcenia do 1000s^{-1} , efekt ten zanikł. Powodem był bardzo szybki ruch dyslokacji, co uniemożliwiło ich kotwiczenie przez atomy międzywęzłowe. Wyższe własności wytrzymałościowe podczas odkształcenia dynamicznego pozytywnie wpływają na energochłonność materiału. Energochłonność jest miarą całkowitej energii jaką może zaabsorbować materiał. Wyznacza się ją jako całkę powierzchni pod wykresem rozciągania lub ściskania. Wartość ta wzrasta w trakcie odkształcenia dynamicznego, co jest spowodowane wzrostem wytrzymałości materiału. Dobrzański i in. [160] analizowali wpływ szybkości odkształcenia na własności mechaniczne stali wysokomanganowych. Zgodnie z ich wynikami maksymalna możliwa do pochłonięcia energii wzrosła z 283 MJ/m^3 do 528 MJ/m^3 wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia od typowych dla odkształceń statycznych do 500s^{-1} . Jednocześnie pokazali oni, że dalsze zwiększanie szybkości odkształcenia nie miało już tak istotnego wpływu na energochłonność materiału.

Na rys. 60 przedstawiono zestawienie wytrzymałości na rozciąganie w funkcji szybkości odkształcenia różnych stali. Na podstawie przedstawionych wyników widać, że dominuje wzrost wytrzymałości na rozciąganie wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia

Dodatkowo widać, że wzrost wytrzymałości rozpoczyna się po przekroczeniu szybkości odkształcenia wynoszącej około $50\text{-}100\text{s}^{-1}$.



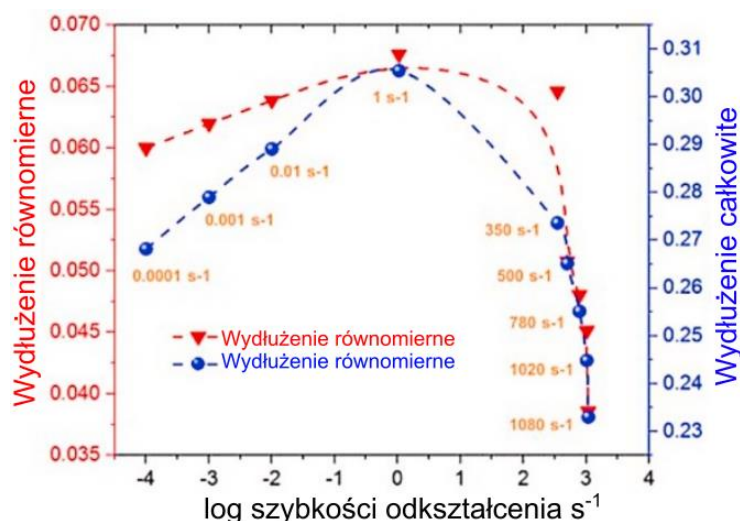
Rys. 60. Zestawienie zmiany wytrzymałości na rozciąganie w funkcji szybkości odkształcenia dla różnych typów stali [55, 149, 152, 155, 157, 161-167].

2.3.2. Wpływ szybkości odkształcenia na własności plastyczne

W pracy Chandrana i in. [161] stwierdzono, że w przypadku stali DP1000 wydłużenie równomierne i całkowite rosły dla małych i średnich szybkości odkształcenia (do 1s^{-1}) (rys. 61). Jednak gdy odkształcenie odbywało się w zakresie dużych szybkości (do 1080s^{-1}) plastyczność zaczęła istotnie maleć. Z kolei Gronostajski i in. [55] pokazali, że w przypadku stali DP600 i TRIP690 obserwuje się ciągły wzrost wydłużenia równomierne i całkowitego w zakresie szybkości odkształcenia od $0,5$ do 1000s^{-1} . Jednak przy zastosowaniu szybkości 2500s^{-1} w przypadku obu stali zaobserwowano spadek wydłużenia. Chiyatan i Uthaisangskuk [162] w pracy dotyczącej dynamicznego odkształcenia stali DP780 i DP1000 stwierdzili, że wydłużenie równomierne stali DP1000 rośnie wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia. Jednak dla stali DP780 trend był ten inny i wydłużenie całkowite było mniejsze niż dla warunków odkształcenia statycznego.

Van Slycken i in. [119] poddali odkształceniu dynamicznemu dwie stale TRIP, z których jedna zawierała dodatek aluminium a druga dodatek krzemu. W trakcie odkształcenia dynamicznego zaobserwowali oni znaczny wzrost wydłużenia w porównaniu do warunków statycznych. W obu przypadkach wydłużenie całkowite wzrosło dwukrotnie w porównaniu do odkształcenia statycznego. Jednocześnie zaobserwowali oni, że wydłużenie całkowite nieznacznie wzrosło wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia. Podobne rezultaty uzyskali Rong i in. [163], którzy analizowali wpływ szybkości odkształcenia na stal TRIP o niskiej zawartości krzemu. Zgodnie z ich wynikami, wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia wzrasta wydłużenie całkowite. Stwierdzili oni, że jest to związane ze wzrostem temperatury,

która zwiększa stabilność austenitu szczytkowego. To z kolei powoduje, że efekt TRIP zachodzi w całym zakresie odkształcenia. Ciągła przemiana austenitu w martenzyt spowalnia tworzenie się szyjki, co finalnie zwiększa wydłużenie całkowite. Inaczej sytuacja wygląda w przypadku stali średniomanganowych zawierających 12% manganu. Zgodnie z pracą [164], wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia (od $0,1$ do 50s^{-1}), wydłużenie równomierne maleje a całkowite rośnie. Powyżej tej szybkości odkształcenia, tendencja się odwraca (rys. 62).

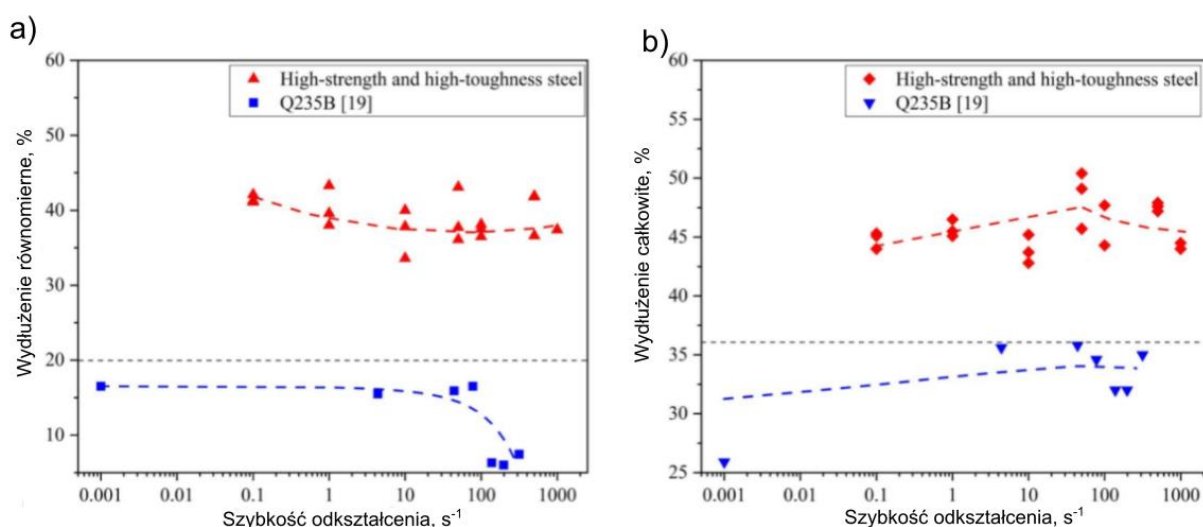


Rys. 61. Zmiana wydłużenia równomiernego i całkowitego w funkcji szybkości odkształcenia dla stali DP1000 [161]

W pracy [165], gdzie również badano stal zawierającą 12% Mn, zaobserwowano podobną tendencję dla wydłużenia równomiernego. W przypadku odkształcenia statycznego, wydłużenie równomierne wynosiło około 40%, jednak wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia do 2s^{-1} wartość wydłużenia równomiernego malała (dla tej szybkości uzyskano najmniejsze wydłużenie wynoszące 33%). Następnie gdy dalej zwiększono szybkość odkształcenia do 200s^{-1} , uzyskano wzrost wydłużenia równomiernego do 37%. Autorzy stwierdzili, że jest to spowodowane dwoma czynnikami: wzrost szybkości odkształcenia w zakresie małych wartości, powodował intensywne powstawanie i propagację pęknięć i pustek.

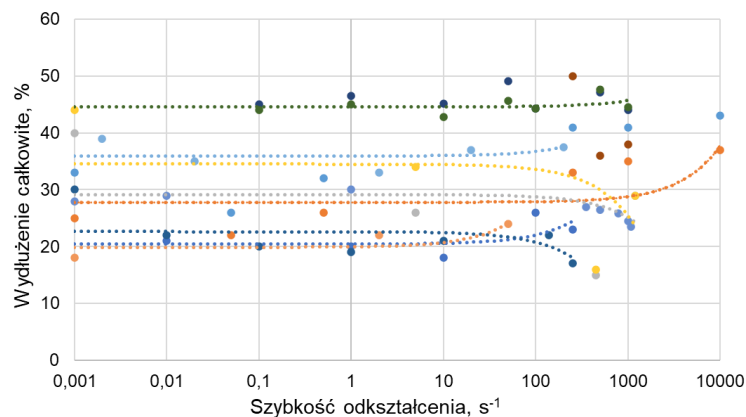
Przy dużych szybkościach (200s^{-1}) zaobserwowali oni znaczną redukcję ilości pęknięć, a dla najwyższej szybkości ich brak. Stwierdzili oni, że jest to związane z ograniczonym czasem samego odkształcenia, co zapobiega powstawaniu i wzrostowi tych defektów. Jednocześnie obecność efektu TWIP i wzrost jego udziału przy dużych szybkościach, sprzyjał tworzeniu się granic bliźniaczych, które były dodatkową przeszkodą dla propagacji pęknięć. Dokładnie takie same wyniki uzyskano w pracy [166], w której opisano wpływ szybkości odkształcenia na stal o zawartości 12% Mn poddanej wyżarzaniu międzykrytycznemu przez 0,5 i 8h. Ustalono, że zwiększenie szybkości odkształcenia sprzyja wzrostowi wydłużenia, a jednocześnie dłuższy

czas wyżarzania międzykrytycznego, dodatkowo zwiększał tą wartość. Natomiast w pracy He i in. [167], którzy analizowali stale zawierające 3,5 i 10% Mn, stwierdzono odwrotny trend. Obie stale o strukturze austenityczno-ferrytycznej poddano odkształceniu w zakresie szybkości od 0,001 do 1200s⁻¹. Gdy zwiększono szybkość odkształcenia z 0,001 do 450s⁻¹, widoczny był ciągły spadek wydłużenia całkowitego. Dopiero przy zastosowaniu szybkości odkształcenia 1200s⁻¹, wydłużenie całkowite wzrosło, ale jego wartość dalej była mniejsza niż dla próby statycznej. Jest to związane ze wzrostem stabilności austenitu spowodowanej wzrostem temperatury w czasie odkształcenia z szybkością 1200s⁻¹. To z kolei prowadzi do ograniczenia występowania mechanizmów TRIP i TWIP. Jak wynika z przedstawionych wcześniej wyników badań, mechanizmy te mają istotny wpływ na wzrost wydłużenia.



Rys. 62. Zmiana wydłużenia: a) równomiernego, b) całkowitego, stali średniomanganowej typu TRIP poddanej odkształceniu dynamicznemu [164].

Podsumowując można stwierdzić, że w przypadku własności plastycznych nie ma jednoznacznego trendu, jeśli chodzi o ich zmianę w zależności od szybkości odkształcenia. Na rys. 63 przedstawiono zestawienie wydłużenia całkowitego w funkcji szybkości odkształcenia dla różnych typów stali. Jak można zauważyć, nie ma tak jednoznacznego trendu, jak w przypadku własności wytrzymałościowych (rys. 60). W zależności od badanej stali, czy jej struktury, własności plastyczne mogą się znacznie różnić, nie tylko pod względem trendu (rosnącego lub spadkowego), ale również pod względem granicznej szybkości odkształcenia po przekroczeniu której następuje zmiana tych własności. Pokazuje to, że mechanizmy sterujące zmianą własności plastycznych są bardziej złożone, niż w przypadku własności wytrzymałościowych.

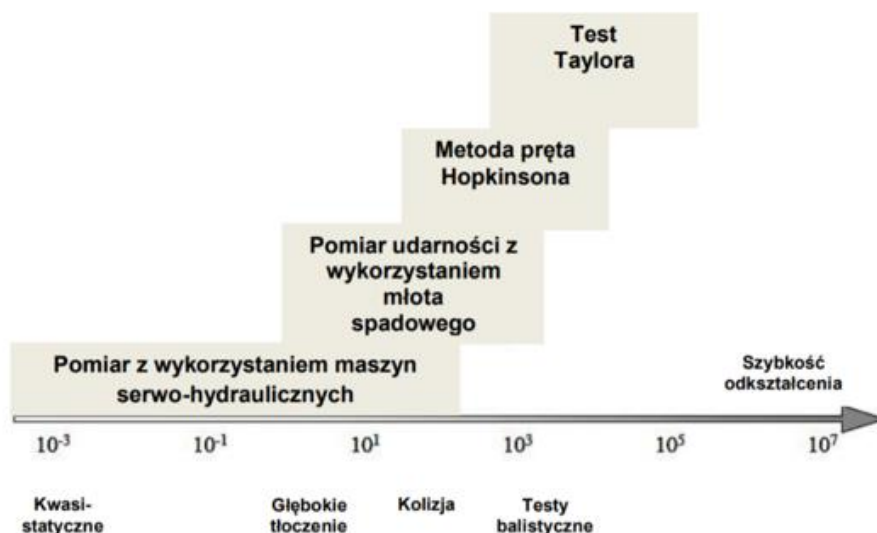


Rys. 63. Zestawienie wydłużenia całkowitego w funkcji szybkości odkształcenia dla różnych typów stali [55, 149, 152, 155, 157, 161-167].

2.3.3. Efekty temperaturowe towarzyszące odkształceniu z dużą szybkością

Charakterystyka efektów temperaturowych występujących podczas dynamicznego odkształcenia elementów stalowych jest szczególnie istotna z punktu widzenia ich wytwarzania oraz warunków użytkowania. Zakres szybkości odkształcenia występujący w zróżnicowanych warunkach oraz odpowiadające im metody ich symulacji został przedstawiony na rys. 64 [168]. Zakres szybkości odkształcenia występujący podczas formowania blach wynosi zazwyczaj od 10^{-1} do 10^1 s⁻¹. Podczas operacji kształtowania technologicznego blach ich temperatura wzrasta na skutek tarcia występującego podczas kontaktu z narzędziami kształtującymi oraz w wyniku nagrzewania adiabatycznego. Pereira i in. [169] odnotowali, że temperatura matrycy podczas operacji tłoczenia na zimno stali DP780 oraz HSLA400 może osiągnąć 180°C, podczas gdy temperatura kształtowanego arkusza blachy może osiągnąć ok. 110°C. W przypadku kształtowania stali typu TRIP konieczne jest zastosowanie większej siły podczas operacji kształtowania ze względu na wyższe własności wytrzymałościowe tego typu stali. W związku z tym można spodziewać się występowania wyższych temperatur [170]. Znaczne szybkości odkształcenia, w zakresie od 10^2 do 10^3 s⁻¹ (rys. 64), występują w warunkach kolizji drogowej, gdzie efekt temperaturowy związany z pracą odkształcenia oraz tarcie jest znaczący [168].

Powszechnie wiadomo, że wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia temperatura elementu rośnie. W przypadku znacznych szybkości odkształcenia występuje zjawisko nagrzewania adiabatycznego, ponieważ ciepło generowane w materiale nie ma możliwości rozproszenia się. Efektem strukturalnym mającym związek z występowaniem tego zjawiska jest możliwość tworzenia się adiabatycznych pasm ścinania. Powstają one zazwyczaj w miejscach występowania defektów strukturalnych. Występowanie adiabatycznych pasm ścinania jest niekorzystne, ponieważ stanowią one strefy inicjacji pęknięć [59, 171-173]. Na rys. 65 przedstawiono mikrostrukturę stali nanobainitycznej odkształconej dynamicznie przy wykorzystaniu metody pręta Hopkinsona.



Rys. 64. Zakres szybkości odkształcenia występujący w zróżnicowanych warunkach oraz odpowiadające metody ich symulacji [168]



Rys. 65. Mikrostruktura stali nanobainitycznej odkształconej dynamicznie przy wykorzystaniu metody pręta Hopkinsona [59]

Wyróżnia się dwa typy pasm ścinania: adiabaticzne, które występują w stopach gdzie możliwa jest przemiana fazowa podczas nagrzewania oraz drugi typ zachodzący w stopach bez udziału przemiany fazowej [174]. Na rys. 66 przedstawiono proces formowania i rozwoju adiabaticznych pasm ścinania w stali o strukturze martenzytycznej typu C300.

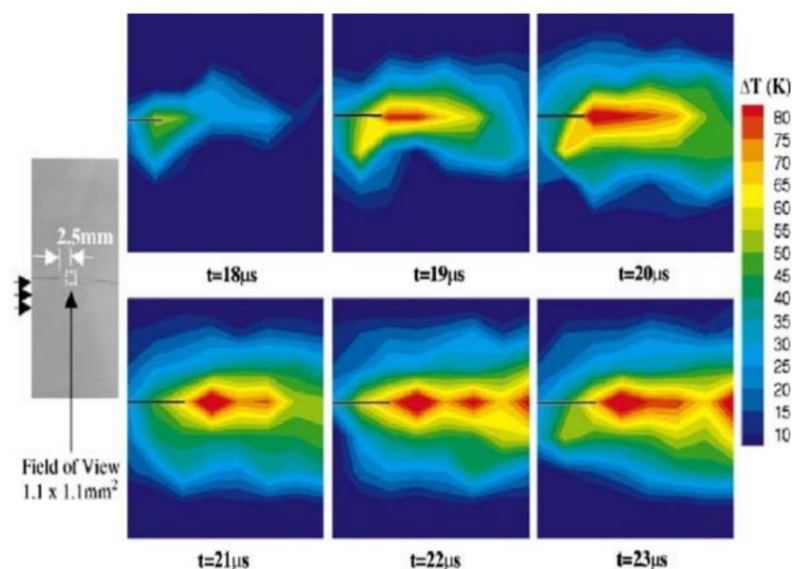
Ilość energii kinetycznej zaabsorbowanej podczas ściskania dynamicznego próbki przypadającą na jednostkę objętości można obliczyć na podstawie wzoru (17) [176]:

$$W = \int_0^\varepsilon \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (17)$$

gdzie: ε – odkształcenie rzeczywiste, σ – naprężenie rzeczywiste. Wzrost temperatury próbki wynikający z ilości zaabsorbowanego ciepła może być oszacowany na podstawie równania (18) [176]:

$$T = 293K + \frac{\beta}{\rho C_V} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (18)$$

gdzie: β , odpowiada tarcii wynikającemu z odkształcenia plastycznego, które jest przekształcane w ciepło (parametr Taylora–Quinney [176]); ρ – gęstość, C_V – pojemność cieplna.



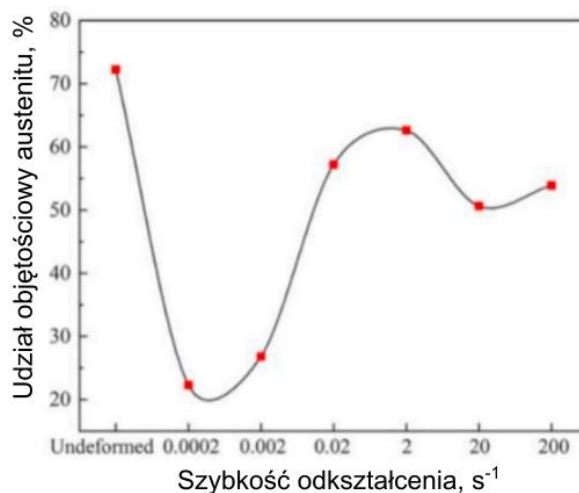
Rys. 66. Formowanie i rozwój adiabatycznych pasm ścinania w stali o strukturze martenzytycznej typu C300 [175]

Gwałtowny wzrost temperatury podczas odkształcenia z dużą szybkością powoduje mięknięcie cieplne, co prowadzi do powstania adiabatycznych pasm ścinania [177-178]. Oprócz efektu związanego ze wzrostem temperatury, możliwość powstawania tego rodzaju pasm jest determinowana przez występujące jednocześnie mięknięcie cieplne oraz umocnienie odkształceniowe. Gdy efekt mięknięcia cieplnego jest większy niż efekt umocnienia odkształceniowego, pojawia się zjawisko niestabilności odkształcenia i w efekcie powstają adiabatyczne pasma ścinania [179]. Ze względu na znaczną temperaturę występującą podczas nagrzewania adiabatycznego, wewnątrz pasm ścinania występują efekty strukturalne związane z rekrytalizacją dynamiczną [172, 180]. Mataya i in. [181] zaobserwowali występowanie drobnych ziarn w austenitycznej stali nierdzewnej, które są efektem występowania rekrytalizacji dynamicznej wewnątrz pasm ścinania. Podobne rezultaty zaobserwowano również w pracach [182-183].

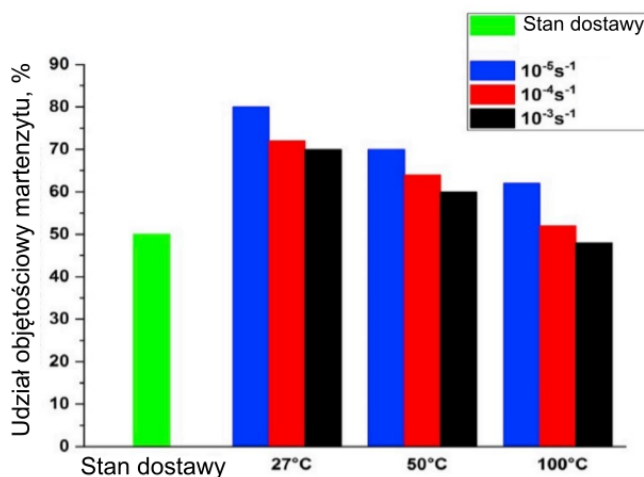
Efekt TRIP wpływa na proces formowania adiabatycznych pasm ścinania powstających podczas odkształcenia z dużą szybkością [172]. Talonen i in. [148] zbadali intensywność przemiany martenzytycznej podczas odkształcenia stali z szybkością od 3×10^{-4} do 200 s^{-1} . Odnotowano, że nagrzewanie adiabatyczne, które towarzyszy odkształceniu z dużą szybkością hamuje przebieg indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej, ze względu na zmniejszenie chemicznej siły pędnej przemiany austenitu w martenzyt. Park i in. [184] odnotowali, że wzrost temperatury wynikający z nagrzewania adiabatycznego powoduje wzrost stabilności austenitu szczątkowego, co skutkuje zmniejszoną efektywnością efektu TRIP. Z drugiej strony, wzrost szybkości umocnienia odkształceniowego spowodowany intensywnym przebiegiem indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej utrudnia lokalizację odkształcenia, co skutkuje utrudnionym powstawaniem adiabatycznych pasm ścinania.

2.3.4. Wpływ szybkości odkształcenia na postęp przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego

W warunkach kształtowania technologicznego oraz w sytuacji kolizji drogowej elementy stalowe są poddawane odkształceniom ze zróżnicowaną szybkością. Wzrost szybkości odkształcenia z jednej strony powoduje wzrost temperatury, która wpływa na zwiększenie stabilności austenitu szczątkowego. Z drugiej jednak strony wpływa na zwiększenie ilości miejsc zarodkowania martenzytu jakimi są pasma odkształcenia [185-186]. Dla szybkości odkształcenia w zakresie $0,0002-0,1 \text{ s}^{-1}$, wzrost szybkości odkształcenia powoduje spadek intensywności przemiany martenzytycznej ze względu na efekt termiczny stabilizujący austenit. Dla zakresu $0,1-175 \text{ s}^{-1}$ wzrost szybkości odkształcenia powoduje wzrost ilości miejsc zarodkowania martenzytu w postaci pasm odkształcenia [187]. Dla dużych szybkości odkształcenia przemiana martenzytyczna może zostać znacznie zahamowana ze względu na występujące nagrzewanie adiabatyczne, które powstrzymuje przemianę fazową poprzez stabilizację austenitu szczątkowego (rys. 67). Podobną tendencję zaobserwowano również w pracy [188] (rys. 68). Skutkuje to zmniejszoną zdolnością stali do absorpcji energii wynikającej z odkształcenia, niezależnie od rodzaju osnowy [55, 124, 165, 189].



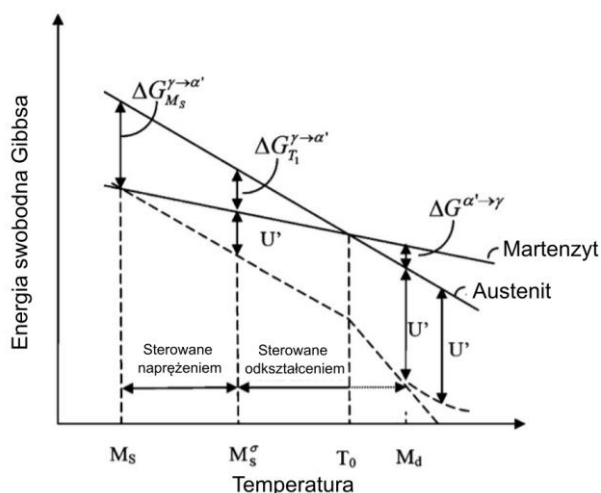
Rys. 67. Udział objętościowy austenitu w stali średniomanganowej typu Fe-0,2C-11Mn-2Al o strukturze ferrytyczno-austenitycznej rozciąganej z różną szybkością [165]



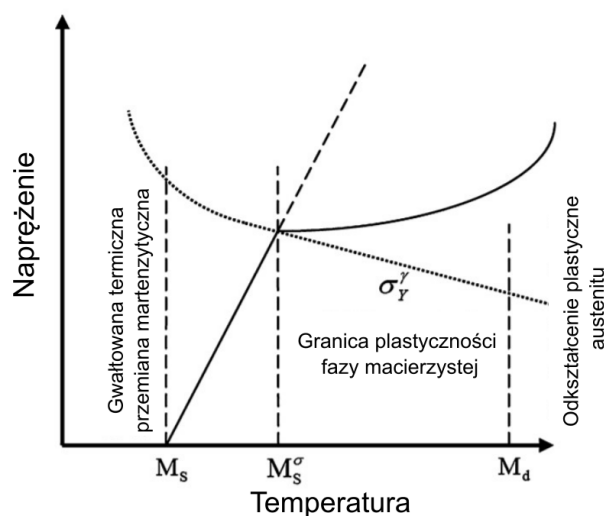
Rys. 68. Objętościowy udział martenzytu w próbkach odkształconych ze zróżnicowaną szybkością w zakresie temperatury 27°C-100°C dla stali austenitycznej odpornej na korozję [188]

Zdolność austenitu szczątkowego do przemiany w martenzyt określana jest energią swobodną Gibbsa. Różnica energii swobodnej Gibbsa pomiędzy austenitem a martenzytem wzrasta wraz ze spadkiem temperatury. Podczas chłodzenia stali do temperatury poniżej M_s energia swobodna Gibbsa jest wystarczająco wysoka, aby spowodować przemianę fazową. W sytuacji kiedy temperatura odkształcenia jest wyższa niż M_s , energia swobodna Gibbsa jest zbyt niska aby możliwa była przemiana austenitu szczątkowego, dlatego do jej aktywacji potrzebna jest siła zewnętrzna [190]. Miarą stabilności austenitu szczątkowego są parametry takie jak: $M_{s\sigma}$ oraz M_d . Są to wielkości zależne od wartości temperatury (rys. 69 i 70). Poniżej temperatury M_s przemiana austenitu w martenzyt zachodzi podczas chłodzenia. W zakresie

poniędzy M_s a $M_{s\sigma}$ przemiana martenzytyczna indukowana jest naprężeniem. Powyżej temperatury $M_{s\sigma}$ przemiana może zachodzić jedynie poprzez odkształcenie plastyczne. W temperaturze $M_{s\sigma}$ wartość naprężenia odpowiada granicy plastyczności austenitu. Powyżej tej temperatury powstają nowe miejsca zarodkowania martenzytu. Temperatura $M_{s\sigma}$ stanowi więc w przybliżeniu granicę pomiędzy dwoma mechanizmami zarodkowania przemiany martenzytycznej: przemianą indukowaną naprężeniem (poniżej $M_{s\sigma}$) i przemianą indukowaną odkształceniem (powyżej M_s). Temperatura M_d stanowi granicę powyżej której przemiana martenzytyczna nie może być indukowana odkształceniem. Powyżej tej temperatury zachodzi odkształcenie stali bez udziału przemian fazowych [191-192], tzn. wyłącznie poprzez poślizg dyslokacji lub/i bliźniakowanie.



Rys. 69. Energia swobodna martenzytu i austenitu w funkcji temperatury [190]



Rys. 70. Naprężenie krytyczne niezbędne do zainicjowania przemiany martenzytycznej w funkcji temperatury [190]

2.4. Podsumowanie przeglądu piśmiennictwa

Na podstawie powyższej analizy widać konieczność poszerzenia wiedzy nie tylko w zakresie statycznych własności mechanicznych stali AHSS, ale szczególnie w zakresie odkształceń dynamicznych. Związane jest to z innym zachowaniem materiału w trakcie odkształcenia dynamicznego, które występuje w większości procesów przetwórstwa lub użytkowania wyrobów stalowych. Jest to zwłaszcza widoczne w przypadku stali dla motoryzacji, gdzie poddaje je się tłoczeniu, hydroformowaniu, gięciu, itp. [193]. Każdy z tych procesów charakteryzuje się dynamicznym przebiegiem odkształcenia. Jednocześnie gotowy wyrób w postaci elementu karoserii lub całej konstrukcji, w czasie kolizji poddany jest złożonemu stanowi naprężenia w warunkach dynamicznych. Zagadnienia te są badane od wielu lat, jednak rozwój wysokowytrzymałych stopów metali wymaga ciągłej analizy ich zachowania w takich warunkach odkształcenia. Jak przedstawiono powyżej, intensywnie bada się stopy metali lekkich, stale austenityczne czy pierwszą generację stali AHSS. Intensywnie badane są również wysokomanganowe stale drugiej generacji. Na chwilę obecną nie ma natomiast systematycznych i szczegółowych badań zależności pomiędzy odkształceniem dynamicznym a mikrostrukturą i własnościami mechanicznymi trzeciej generacji stali AHSS. Szczególnie brak jest badań w przypadku stali walcowanych termomechanicznie, charakteryzujących się, w odróżnieniu od wyrobów walcowanych na zimno, możliwością przeprowadzenia całej obróbki w jednym ciągu produkcyjnym (bez konieczności ponownego nagrzewania stali do temperatury obróbki cieplnej). Możliwość zastosowania kontrolowanego chłodzenia po odkształceniu plastycznym na gorąco pozwala na sterowanie i kontrolowanie własności mechanicznych materiału, poprzez kontrolowanie finalnej wielkości ziarna uzyskanych faz. Takie podejście zapewnia niższe zużycie energii elektrycznej, co z jednej strony obniża koszty produkowanego materiału, a z drugiej wprowadza mniej zanieczyszczeń do środowiska [20, 105, 195]. Wyroby uzyskane na drodze tej obróbki cechują się większą grubością niż te uzyskane przy walcowaniu na zimno, przez co znajdują one zastosowanie na elementy grubościenne konstrukcji pojazdów, takie jak elementy podwozia (wahacze, koła), ramy samochodów ciężarowych, czy grubsze elementy wzmacniające nadwozia samochodów osobowych.

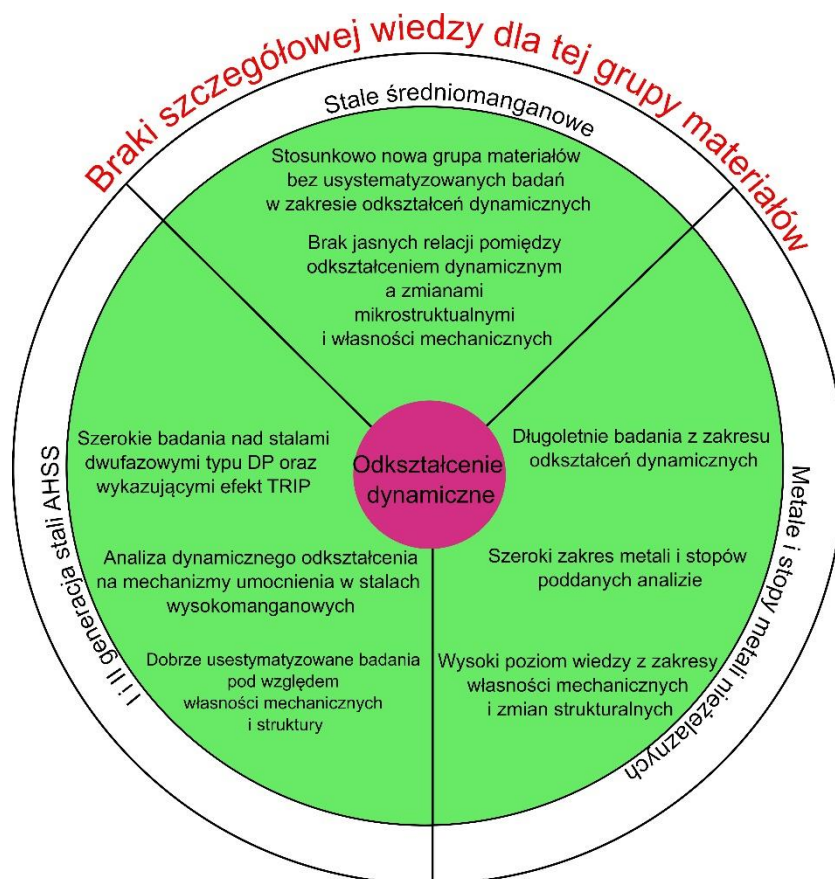
Konieczność przeprowadzenia badań dla stali średniomanganowych wynika ze złożoności procesów zachodzących podczas ich dynamicznego odkształcenia. Wzrost temperatury powstały podczas dynamicznego odkształcenia nie tylko wpływa na stabilność austenitu szcążkowego, a co za tym idzie na przebieg efektu TRIP, ale również na inne procesy aktywowane cieplnie. Zgodnie z przedstawionymi w przeglądzie literatury danymi, w trakcie dynamicznego odkształcenia temperatura materiału może znacznie wzrosnąć. To z kolei wraz z intensywnym odkształceniem może prowadzić do aktywacji procesów zdrowienia i/lub

rekrytalizacji (zwłaszcza w okolicy przewężenia gdzie rejestruje się największy wzrost temperatury). Dodatkowo pod uwagę należy wziąć skład strukturalny stali poddanej odkształceniu dynamicznemu. Jak omówiono powyżej, w zależności od kompozycji strukturalnej (stosunek faz twardych do miękkich), rejestrowany jest inny przyrost wytrzymałości w przypadku odkształcenia z dużymi szybkościami. Poznanie interakcji pomiędzy odkształceniem dynamicznym a składnikami strukturalnymi jest istotne do pełnego zrozumienia procesów zachodzących w trakcie odkształcenia. Jednocześnie widać, że wyjaśnienia wymaga zmiana własności plastycznych w funkcji szybkości odkształcenia. W odróżnieniu od własności wytrzymałościowych, dla tych własności mechanicznych nie ma ustalonego, jasnego poglądu w zakresie określenia dominującego mechanizmu mającego wpływ na plastyczność materiału. Zagadnienie to jest na tyle istotne, że w ramach badań nad tą tematyką powstają nie tylko artykuły naukowe, ale także prace doktorskie oraz habilitacyjne [44, 151, 194-195].

3. Badania własne

3.1. Cel i teza pracy

Analiza obecnego stanu wiedzy pozwala stwierdzić, że kontrolowana i stopniowa przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt pozwala na uzyskanie korzystnych własności mechanicznych stali wykazujących efekt TRIP. Zakres obecnie prowadzonych badań nad omawianym zagadnieniem przedstawiono poglądowo na rys. 71.



Rys. 71. Udział poszczególnych grup materiałów metalicznych w zakresie badań nad wpływem szybkości odkształcenia na ich własności mechaniczne i mikrostrukturę.

Z rys. 71 wynika, że wpływ szybkości odkształcenia analizowany jest dla szerokiej gamy metali i ich stopów, jednak w przypadku stali średniomanganowych z austenitem szczątkowym temat ten jest dopiero w początkowej fazie badań na świecie. Badań takich nie prowadzono natomiast dla stali walcowanych termomechanicznie o zawartości manganu od 3 do 5%. Obecne badania skupiają się głównie na analizie wpływu szybkości odkształcenia w przypadku stali średniomanganowych walcowanych na zimno i poddanych wyżarzaniu międzykrytycznemu. Aspekty te stanowią motywację do podjęcia badań w omawianym zakresie w niniejszej rozprawie doktorskiej. Analiza wpływu szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną pozwoli na przybliżone określenie zachowania się badanych stali

podczas kształtowania technologicznego blach, ich eksploatacji, czy finalnie w trakcie kolizji, zachodzących przy dużych szybkościach odkształcenia.

Biorąc pod uwagę powyższe oraz zidentyfikowane luki badawcze, **celem pracy jest określenie wpływu szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną indukowaną odkształceniem plastycznym oraz zależności pomiędzy mikrostrukturą a własnościami mechanicznymi w wysokowytrzymałych, wielofazowych stalach średniomanganowych.**

Na podstawie przeprowadzonego przeglądu piśmiennictwa oraz badań wstępnych przyjęto następującą tezę pracy:

Wzrost szybkości odkształcenia w zakresie od 250 do 1000s⁻¹ ma wpływ na przebieg przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego oraz własności mechaniczne wielofazowych stali średniomanganowych, determinowane dominującym mechanizmem umocnienia oraz stężeniem manganu w stali.

3.2. Materiał do badań

Materiałem do badań były 2 wielofazowe stale średniomanganowe wykazujące efekt TRIP w trakcie odkształcenia plastycznego. Skład chemiczny obu stali przedstawiono w tablicy 2. Stale te różniły się zawartością manganu, który jako pierwiastek austenitotwórczy, miał za zadanie pomóc w stabilizacji termicznej części austenitu do temperatury pokojowej [47, 50]. Obie stale posiadają relatywnie niską zawartość węgla w celu zapewnienia dobrej spawalności, gdyż procesy spawalnicze są główną metodą łączenia elementów w przemyśle samochodowym. W celu ograniczenia wydzielenia się cementytu w trakcie obróbki cieplnej (wytrzymanie izotermiczne w zakresie przemiany bainitycznej) do stali dodano krzem i aluminium [51, 56, 196]. Niska zawartość krzemu w odniesieniu do aluminium wynika z jego negatywnego wpływu na proces cynkowania blach, który jest główną metodą stosowaną w celu zapewnienia odporności korozyjnej elementów nadwozia oraz karoserii [103, 197]. Jednocześnie zwiększona zawartość aluminium sprzyja zmniejszeniu gęstości stali, a co za tym idzie masy elementów karoserii. Dodatkowo Al zwiększa szybkość przebiegu przemiany bainitycznej [94], jednak kosztem zmniejszenia własności wytrzymałościowych stali. Ponadto, podwyższona zawartość aluminium podnosi temperaturę M_s stali, co pomimo dużej zawartości manganu wymaga przeprowadzenia wyżarzania izotermicznego w relatywnie wysokiej temperaturze [4, 197-198]. Niewielka ilość molibdenu została dodana w celu zwiększenia hartowności obu stali i zabezpieczenia jej przed kruchością na gorąco spowodowaną segregacją manganu na granicach ziaren austenitu pierwotnego [197]. Jednocześnie obie stale charakteryzują się wysoką czystością metalurgiczną; zawierają niskie stężenie zanieczyszczeń, tj. gazów oraz S i P.

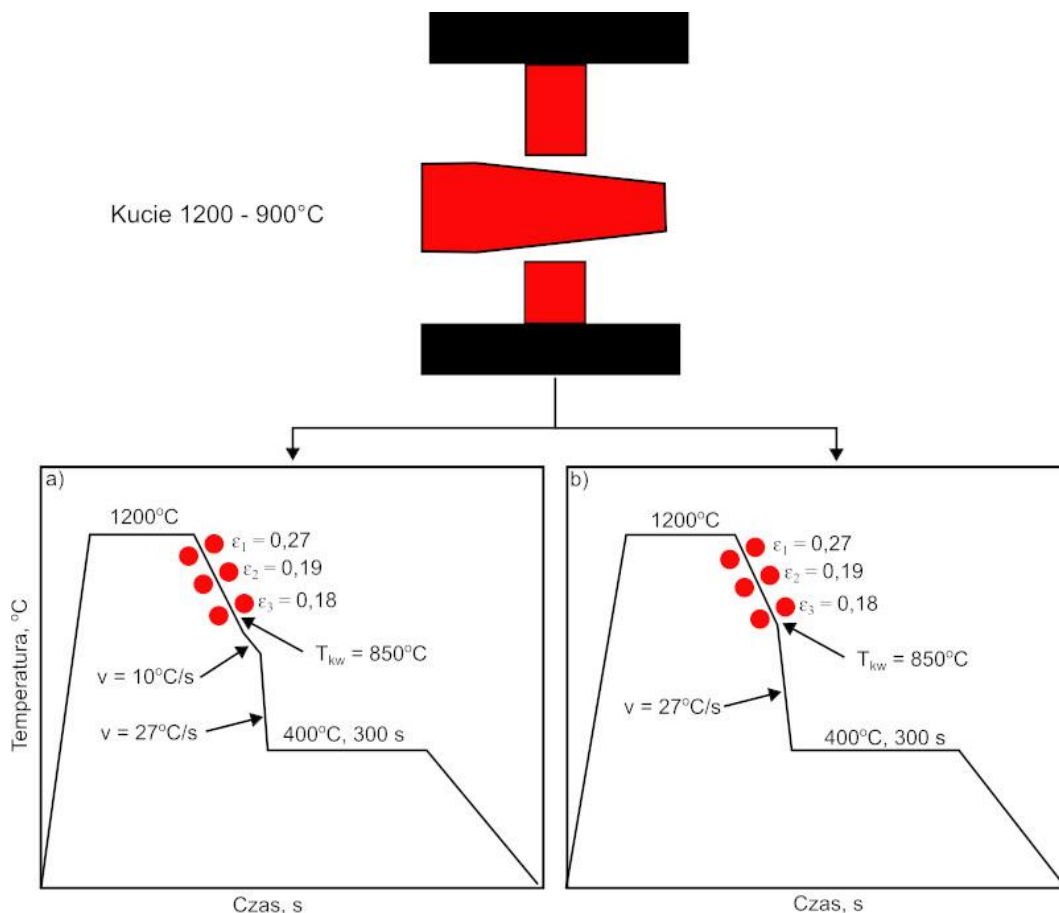
Tablica 2

Skład chemiczny analizowanych stali średniomanganowych w % wagowych

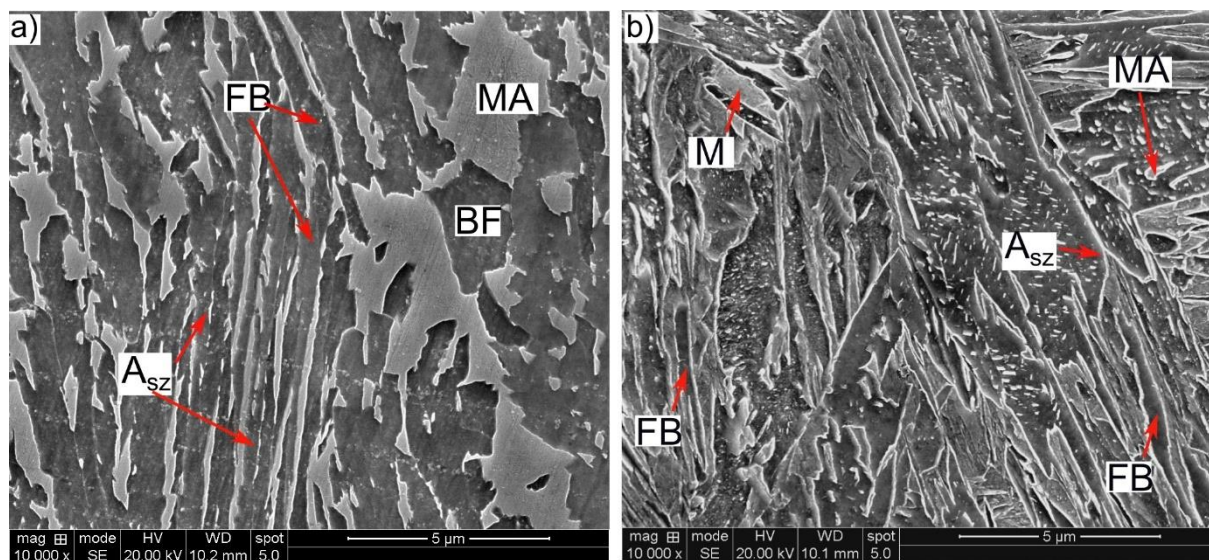
Typ stali	C	Mn	Si	Al	Mo	P	S	N	O
3Mn	0,17	3,30	0,22	1,70	0,23	0,010	0,014	0,0043	0,0040
5Mn	0,16	4,70	0,20	1,60	0,20	0,008	0,004	0,0039	0,0040

Obie stale wytopiono w laboratoryjnym, próżniowym piecu indukcyjnym VSG-50 firmy Balzers w atmosferze argonu. Następnie otrzymane wlewki poddano kuciu na gorąco na szybkobieżnej prasie hydraulicznej o nacisku 300 ton, w celu uzyskania płaskowników o przekroju poprzecznym 22x170 mm. Kucie przeprowadzono w zakresie temperatur 1200 – 900°C. Homogenizację stali przed walcowaniem wstępnym przeprowadzono w temperaturze 1200°C przez 3 godziny; następnie materiał poddano walcowaniu w 4 przepustach, co pozwoliło na redukcję grubości płaskowników z 22 do 9 mm. Następnie płaskowniki o wymiarach 9x170x500 mm poddano walcowaniu termomechanicznemu w module B linii do półprzemysłowej symulacji wytwarzania wyrobów z metali i stopów metali (LPS), znajdującej się w Sieć Badawcza Łukasiewicz - Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach [107]. Obróbka termomechaniczna obejmowała walcowanie odcinków o grubości początkowej 9 mm w 3 przepustach na końcową grubość 4,5 mm. Temperatura końca walcowania w przypadku obu stali wynosiła 850°C (rys. 72).

Po zakończonym procesie walcowania taśmy stalowe zostały poddane regulowanemu chłodzeniu z wykorzystaniem urządzeń wchodzących w skład linii. W przypadku stali typu 3Mn, taśmy po zakończeniu walcowania chłodzono do temperatury 700°C z szybkością ok. 10°C/s w tunelu izotermicznym nagrzanym do 500°C. Wolne chłodzenie w tym zakresie temperatury miało na celu wytworzenie w strukturze pewnej frakcji ferrytu. Następnie taśmy stalowe ochłodzono przy użyciu mgły wodnej do temperatury wytrzymania izotermicznego wynoszącej 400°C z szybkością ~27°C/s. Po osiągnięciu temperatury wytrzymania, taśmy stalowe wygrzewano w niej przez czas 300s, w celu wytworzenia bainitu bezwęglkowego w strukturze i stabilizacji austenitu, po czym chłodzono je do temperatury pokojowej na powietrzu. W przypadku stali typu 5Mn, po walcowaniu zastosowano od razu chłodzenie z użyciem mgły wodnej do temperatury wytrzymania izotermicznego (400°C). Mikrostruktury obu stali po przeprowadzonej obróbce termomechanicznej przedstawiono na rys. 73.

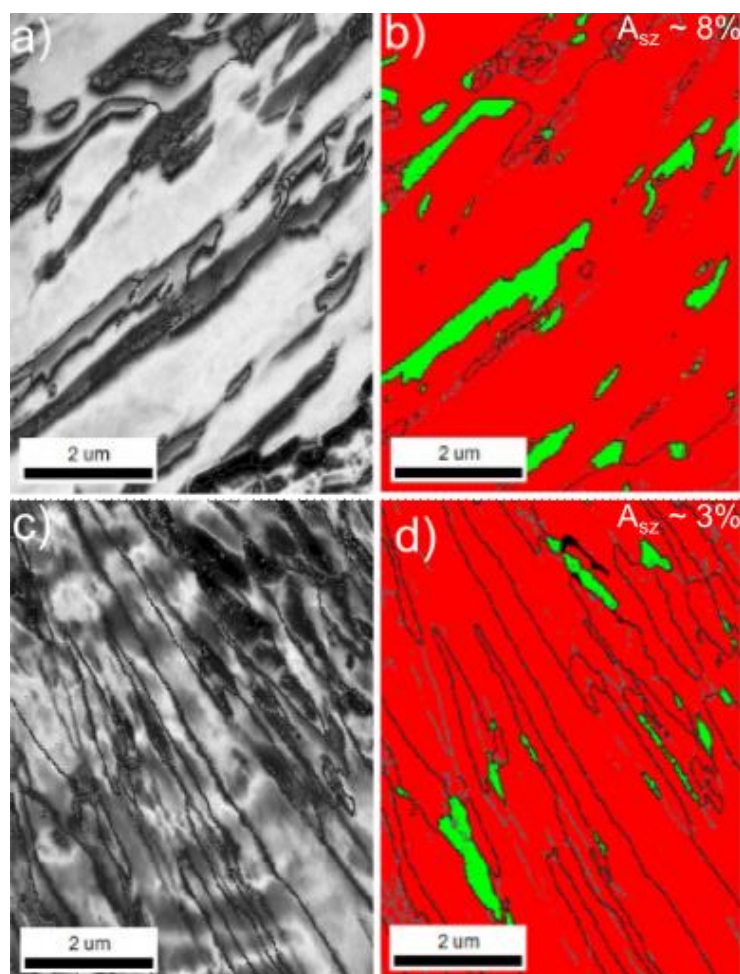


Rys. 72. Schemat obróbki cieplno-plastycznej wytwarzanych stali: a) stal 3Mn, b) stal 5Mn; T_{kw} – temperatura końca walcowania: 850°C .



Rys. 73. Mikrostruktura stali po obróbce termomechanicznej: a) stal 3Mn, b) stal 5Mn. M – martenzyt, FB – ferryt bainityczny, A_{sz} – austenit szczątkowy, MA – wyspy martenzytyczno-austenityczne.

Stal zawierająca 3% Mn charakteryzuje osnowa ferrytu bainitycznego (FB) o morfologii globularnej oraz listwowej. W osnowie rozłożone są wyspy martenzytyczno-austenityczne (MA) oraz austenit szczątkowy (A_{sz}) o morfologii listwowej i blokowej. W przypadku stali o większej zawartości manganu (5Mn) widać, że struktura składa się z listew ferrytu bainitycznego, martenzytu listwowego (M), wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz mniejszej ilości listwowego austenitu szczątkowego. Zmiana osnowy w przypadku stali 5Mn jest spowodowana wzrostem hartowności stali związanej ze zwiększoną zawartością manganu [4]. Zwiększenie zawartości Mn miało na celu ustabilizowanie do temperatury pokojowej większej zawartości austenitu. Jednak ze względu na znaczne opóźnienie przemiany bainitycznej [199] efekt stabilizacji austenitu był mniejszy od spodziewanego i znaczna część fazy przemieniła się w martenzyt podczas końcowego chłodzenia stali do temperatury pokojowej. W strukturze stali 5Mn widoczne są również wydzielania cementytu, których obecność jest spowodowana obniżeniem temperatury ich wydzielenia przez mangan [107].

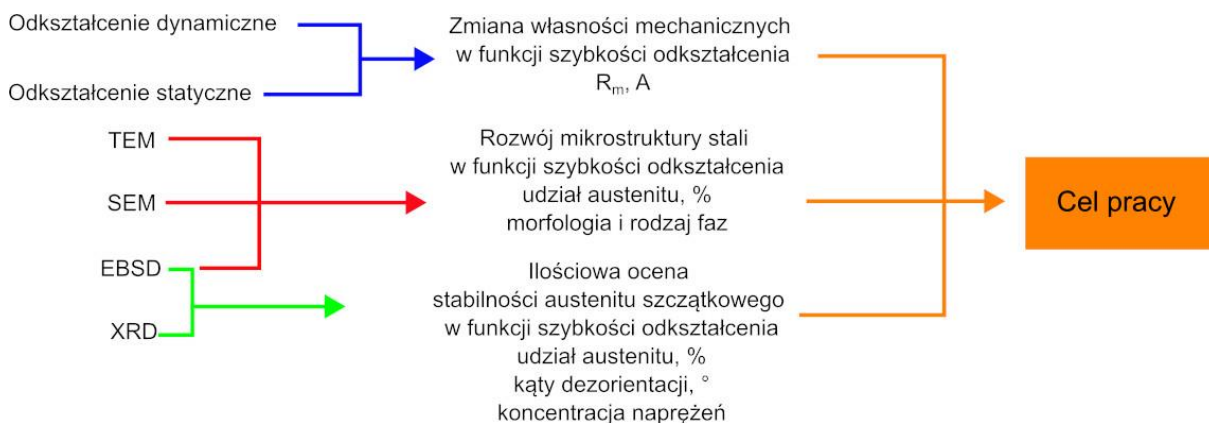


Rys. 74. Analiza EBSD materiału w stanie wyjściowym: a) mapa IQ dla stali 3Mn, b) mapa fazowa dla stali 3Mn, c) mapa IQ dla stali 5Mn, d) mapa fazowa dla stali 5Mn. Zielone obszary – austenit szczątkowy

Rysunek 74 przedstawia mapy EBSD (Electron back scattered diffraction – dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych) dla obu stali. W przypadku stali 3Mn (rys. 74a i b), widać że austenit szczątkowy, obecny w mikrostrukturze charakteryzuje się morfologią listwową i blokową. Austenit znajduje się pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego, a jego udział wynosi $\sim 8\%$. Podobną morfologię i lokalizację wykazuje austenit szczątkowy w przypadku stali 5Mn (rys. 74c i d). Jednak jego udział jest znacznie mniejszy i wynosi $\sim 3\%$. Jednak należy pamiętać, że analiza EBSD jest analizą powierzchniową, co prowadzi do zaniżenia udziału austenitu szczątkowego [56]. To z kolei wymaga zastosowania analizy XRD (analiza objętościowa), w celu określenia udziału tej fazy z większą dokładnością. Wyniki tej analizy zostały przedstawione w dalszych rozdziałach.

3.3. Metodyka badań

Realizacja celu pracy oraz udowodnienie postawionej tezy wymagało przeprowadzenia badań zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 75. W pierwszej kolejności wykonano dynamiczną próbę rozciągania z szybkością 250, 500 i 1000s⁻¹. Szybkość odkształcenia dobrano tak aby zasymulować warunki lekkiej i średniej kolizji drogowej. Następnie wykonano badania metalograficzne oraz rentgenowskie w celu określenia wpływu szybkości odkształcenia na indukowaną odkształceniem przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego.

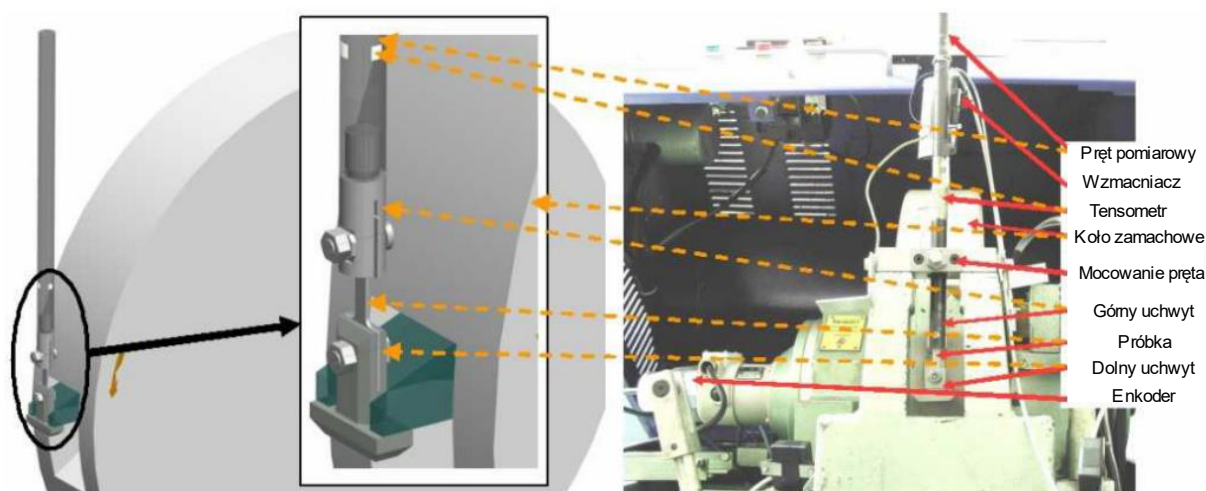


Rys. 75. Schemat reprezentujący zakres badań własnych.

3.3.1. Dynamiczna próba rozciągania

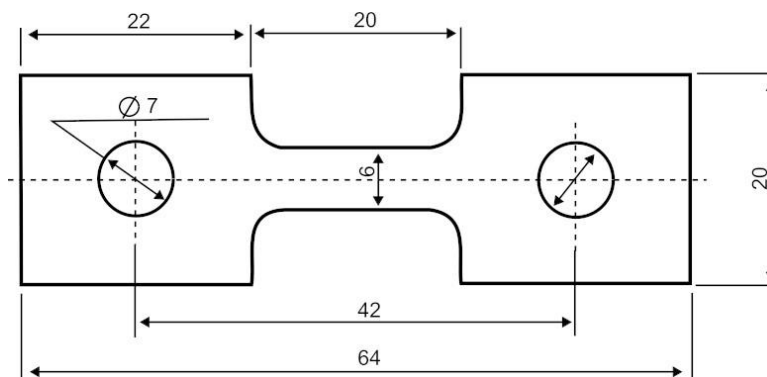
Wykonano po 3 próby dynamicznego rozciągania dla każdej zastosowanej szybkości odkształcenia (250, 500, 1000 s⁻¹) przy użyciu rotacyjnego młota udarowego typu RSO produkcji WPM Lipsk (Politechnika Wrocławska, Wydział Mechaniczny, Katedra Obróbki Plastycznej, Spawalnictwa i Metrologii). Młot rotacyjny pozwala na odkształcanie próbek z

liniową szybkością przemieszczenia uchwytu w zakresie od 3,5 do 50 m/s, co odpowiada szybkości odkształcenia w zakresie $10^2 - 3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ w zależności od długości bazy próbki. Schemat odkształcania próbek przedstawiony został na rysunku 76. Próbka mocowana była do uchwytu górnego pręta pomiarowego o długości 6m oraz do dolnego uchwytu. Rozciąganie dynamiczne próbek było wykonywane przy użyciu pazura, który uderzał w dolny uchwyt powodując jej odkształcenie. Pazur mocowany obrotowo w tarczy młota, zablokowany w gnieździe tarczy był zwalniany elektromagnetycznie przy określonej szybkości obrotowej. Siła odśrodkowa wyrzucała pazur na zewnątrz. Wychylony pazur uderzał w dolny uchwyt powodując zerwanie próbki. Duża energia kinetyczna wirującej tarczy w porównaniu do pracy odkształcania próbki, zapewnia stałą szybkość odkształcenia podczas próby. Młot wyposażony jest w stanowisko pomiarowe, oparte na technice jednego pręta „pomiarowo–odbierającego”. Sygnał z tensometrów wywołany odkształceniem pręta pomiarowego podczas uderzenia po wzmocnieniu jest rejestrowany na komputerze.



Rys. 76. Schemat stanowiska do dynamicznego odkształcania próbek [200].

Geometria próbki do badań dynamicznych została przedstawiona na rys. 77. Długość i szerokość próbki wynosiła odpowiednio 64 i 20 mm, przy czym długość i szerokość odcinka pomiarowego wynosiła 14 i 6 mm.

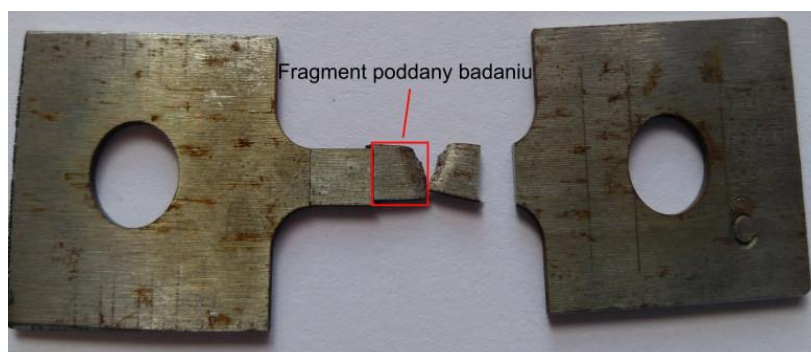


Rys. 77. Geometria próbki do badań dynamicznego rozciągania (na podstawie [55]).

3.3.2. Badania strukturalne

Badania mikrostruktury próbek po walcowaniu termomechanicznym oraz próbek odkształconych dynamicznie przeprowadzono przy użyciu mikroskopii świetlnej, skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Udział austenitu szczątkowego w stali w stanie wyjściowym oraz po odkształceniu dynamicznym określono za pomocą analiz XRD oraz EBSD.

Po przeprowadzonych badaniach dynamicznych analizie poddano próbki w celu określenia wpływu szybkości odkształcenia na zmiany mikrostruktury stali. Próbka po odkształceniu dynamicznym została przedstawiona na rys. 78. Na czerwono zaznaczono przykładowy fragment próbki, który poddano badaniom strukturalnym (analogicznie przygotowano dla obu stali i wszystkich szybkości odkształcenia). Obszar obserwacji znajdował się w odległości ok. 2 mm od przełomu próbki.



Rys. 78. Przykładowa próbka po dynamicznym rozciąganiu wraz z zaznaczonym fragmentem poddanym badaniu.

Zgłady metalograficzne zostały przygotowane przy zastosowaniu standardowej procedury. Próbki poddano szlifowaniu na papierach ściernych z SiC o gradacji 220, 500 oraz 1200; następnie przy użyciu tarcz filcowych oraz zawiesziny diamentowej o wielkości cząstek 3 i 1 μm przeprowadzono polerowanie próbek. Trawienie próbek przeprowadzono przy użyciu

5% nitalu. Obserwacje przeprowadzono w płaszczyźnie odpowiadającej kierunkowi walcowania lub rozciągania. Obserwacji mikrostruktury dokonano przy zastosowaniu mikroskopu świetlnego Axio Observer Z1m firmy Zeiss wraz z oprogramowaniem. W celu przeprowadzenia obserwacji cech morfologicznych mikrostruktury w dużym powiększeniu posłużono się skaningowym mikroskopem elektronowym FEI Quanta FEG 450. Obserwacje wykonano w trybie SE (elektrony wtórne), przy użyciu napięcia przyspieszającego wynoszącego 20kV oraz odległości roboczej wynoszącej 10 mm.

W przypadku zastosowania analizy EBSD, próbki do badań zostały po procesie polerowania na zawieszinach diamentowych, poddane dodatkowo polerowaniu z użyciem zawiesiny OPU o wielkości cząstek wynoszącej 0,04 μm przez 30 min. Zabieg ten miał na celu zapewnienie dobrego indeksowania w trakcie analizy. Próbka została umieszczona pod kątem 70° względem osi wiązki elektronów. Zastosowano napięcie przyspieszające wynoszące 20 kV oraz odległość roboczą wynoszącą 15 mm. Skanowanie powierzchni wykonano przy powiększeniu 2000 oraz 15000x z krokiem pomiarowym wynoszącym kolejno 150 i 25 nm. Analiza otrzymanych danych została przeprowadzona przy użyciu oprogramowania TSL OIM Analysis 8. W celu usunięcia źle zindeksowanych punktów, zastosowano dwuetapową procedurę czyszczenia danych. W pierwszej kolejności zdefiniowano ziarno: tolerancja kontowa 5° i minimalna wielkość ziarna większa niż 2 piksele. Następnie wszystkie punkty o CI (Confident index – indeks pewności) $< 0,1$, zostały usunięte z pomiaru, jako nieistotne.

Lamelki do badań w elektronowym mikroskopie transmisyjnym wykonano przy zastosowaniu preparatyki zbieżną wiązką jonów galu (FIB - Focused Ion Beam). Próbki wykonano przy użyciu urządzenia Quanta 3D 200i firmy FEI. Materiał do badań został pobrany z wybranych próbek odkształconych z szybkością 250 i 1000s⁻¹. Do obserwacji wykorzystano wysokorozdzielczy transmisyjny mikroskop elektronowy TITAN 80-300 firmy FEI wyposażony w działo elektronowe o dużej jasności X-FEG (Extreme Field Emission Gun), system skanowania STEM (Scanning Transmission Electron Microscopy), detektory skaningowo-transmisyjne pola jasnego BF (Bright Field), pola ciemnego (Dark Field), szerokokątowy pierścieniowy detektor pola kondensora, filtr energii elektronów, spektrometr strat energii elektronów EELS (Electron Loss Spectrometer), spektrometr dyspersji promieniowania rentgenowskiego EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer). Wyniki badań rejestrowano z zastosowaniem techniki pola jasnego (BF) oraz ciemnego (DF). Identyfikację faz w badanych stalach przeprowadzono przy wykorzystaniu dyfrakcji elektronowej SAD (selected area diffraction)

3.3.3. Badania rentgenowskie

Do badań rentgenowskich próbki zostały poddane kilkukrotnemu trawieniu i polerowaniu. Procedura ta ma na celu usunięcie zdefektowanej warstwy powierzchniowej próbki, w której mogła zajść przemiana martenzytyczna austenitu szczątkowego, co mogłoby zaniżyć rzeczywisty udział tej fazy w strukturze stali. Identyfikacji składu fazowego stali w stanie wyjściowym (po walcowaniu termomechanicznym), a także po odkształceniu z różnymi szybkościami dokonano metodą rentgenowskiej analizy fazowej jakościowej przy użyciu dyfraktometru X'Pert PRO, w zakresie kątowym $40 \div 120^\circ$, przy zapisie krokowym co $0,05^\circ$, w funkcji 2Θ i czasie zliczania 100s. Zastosowano lampę kobaltową pracującą przy napięciu 40kV i prądzie 30mA. Do badań dyfrakcyjnych wykorzystano geometrię Bragg-Brentano. Identyfikacji faz dokonano w oparciu o dane zawarte w bazie International Centre for Diffraction Data ICDD.

W celu wyznaczenia udziału austenitu szczątkowego w stanie wyjściowym oraz po odkształceniu z różnymi szybkościami odkształcenia przeprowadzono ilościową analizę fazową. Dla każdej próbki wykonano 3 analizy, a uzyskane wyniki przedstawiono jako średnią arytmetyczną. W tym celu zastosowano oprogramowanie HighScore Plus, które zawiera metodę Rietvelda pozwalającą na określenie udziału poszczególnych faz. Jest to metoda obliczeniowa wykorzystująca całe spektrum rentgenowskie otrzymane dla analizowanej próbki. Metoda ta polega na dopasowaniu do siebie dyfraktogramu eksperymentalnego i obliczeniowego. W procesie dopasowania wykorzystywana jest funkcja najmniejszych kwadratów. Dopasowanie dyfraktogramu teoretycznego polega na udokładnianiu parametrów jak: parametr sieci dla każdej występującej na dyfraktogramie fazy, czynnik skali, czynniki aparaturowe, tło, czynniki odpowiadające za profil piku (asymetria), uprzywilejowana orientacja wynikająca z np. obróbki plastycznej badanego materiału czy choćby wielkość cząstek [201]. Im lepsze dopasowanie zostanie uzyskane tym większą dokładnością charakteryzują się wyniki. W przypadku badanych stali analizie poddano 7 linii dyfrakcyjnych (3 linie dla fazy α i 4 linie dla fazy γ). Dla fazy γ były to linie: (111), (002), (220), (311) a dla fazy α (110), (002), (211).

3.4. Wyniki badań i ich omówienie

3.4.1. Wyniki badań własności mechanicznych

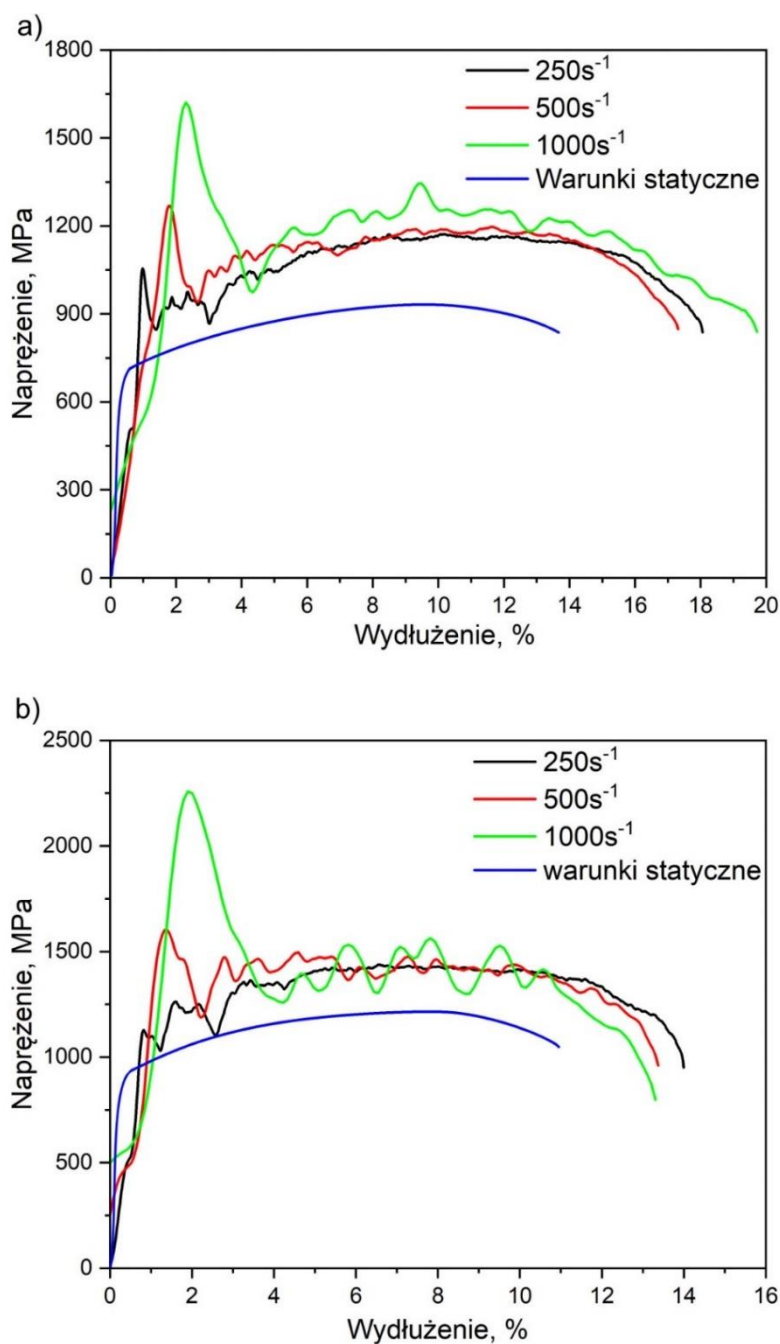
Na rys. 79 przedstawiono krzywe naprężenie – wydłużenie uzyskane z próby dynamicznego rozciągania. Dodatkowo w celu porównania własności w warunkach statycznych i dynamicznych, zestawiono również krzywe ze statycznej próby rozciągania przeprowadzanej w temperaturze pokojowej. Analizując wyniki w przypadku obu stali widać charakterystyczny pik naprężenia w początkowym etapie krzywej. Wielkość tego zakłócenia rośnie wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia. Jego obecność jest związana z działającą na próbkę bezwładnością młota w trakcie uderzenia w kowadło, w którym znajduje się zamocowana próbka. Im większa jest szybkość odkształcenia tym większa bezwładność jest rejestrowana. Efekt ten uniemożliwia wyznaczenie granicy plastyczności stali podczas odkształcenia dynamicznego.

W przypadku stali 3Mn (rys. 79a), zastosowanie odkształcenia dynamicznego powoduje nie tylko wzrost wytrzymałości na rozciąganie stali ale również jej plastyczności. Wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie całkowite w warunkach statycznych wynoszą 935 MPa oraz 14,0 %. Po zastosowaniu szybkości odkształcenia wynoszącej 250 s^{-1} własności te wzrosły do 1160 MPa oraz 18,0 %. Podobne zmiany zarejestrowano dla stali 5Mn (rys. 79b), gdzie wzrost wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia całkowitego wyniósł ok. 215 MPa oraz 3 % w porównaniu do warunków statycznych. Wyniki te pokazują, że podczas odkształcenia dynamicznego obie stale wykazują wyższe własności mechaniczne niż ma to miejsce w przypadku odkształcenia statycznego. Dodatkowo widać, że dalsze zwiększanie szybkości odkształcenia do 500 czy 1000 s^{-1} , nie przynosi znacznego wzrostu wytrzymałości na rozciąganie w przypadku stali 3Mn (wzrost o ok. 105 MPa). Stal 5Mn nie wykazuje praktycznie żadnych zmian wytrzymałości na rozciąganie wraz ze zwiększeniem szybkości odkształcenia od 250 do 1000 s^{-1} (~10 MPa).

Analiza własności plastycznych wskazuje, że w tym przypadku zwiększenie szybkości odkształcenia nie powoduje jednoznacznej tendencji w zakresie wyraźnego wzrostu lub spadku wydłużenia. W przypadku stali 3Mn widać, że największe wydłużenie zarejestrowano dla szybkości 1000 s^{-1} , jednak najmniejsze dla pośredniej szybkości odkształcenia 500 s^{-1} . W przypadku stali 5Mn można natomiast zaobserwować niewielki trend spadkowy; jednak w odróżnieniu od stali 3Mn, w tym przypadku najmniejszą wartością wydłużenia charakteryzuje się próbka odkształcona z największą szybkością 1000 s^{-1} . Natomiast wpływ szybkości odkształcenia (w analizowanym zakresie) na wartość wydłużenia w stali 5Mn jest praktycznie pomijalny. Uzyskane własności mechaniczne zestawiono w tablicy 3.

Na podstawie wyników przedstawionych w tablicy 3 można stwierdzić, że stal 3Mn w warunkach odkształcenia dynamicznego uzyskuje większe wydłużenie całkowite, niż ma to

miejsce w przypadku stali 5Mn. Natomiast odwrotny trend widoczny jest w przypadku własności wytrzymałościowych. Jest to spowodowane różnicą w mikrostrukturze obu stali. Większy udział faz miękkich (feryt bainityczny i austenit) w przypadku stali 3Mn determinuje jej wyższe własności plastyczne. Natomiast większy udział faz twardych (martenzyt, składniki typu MA), który ma miejsce w przypadku stali 5Mn pozytywnie wpływa na jej własności wytrzymałościowe.



Rys. 79. Krzywe napężenie – wydłużenie uzyskane w statycznej i dynamicznej próbie rozciągania. a) stal 3Mn, b) stal 5Mn.

Jednocześnie widać, że stal 3Mn wykazuje większy potencjał do umocnienia odkształceniowego niż stal 5Mn, zwłaszcza w zakresie większych szybkości odkształcenia. Krzywe stali 3Mn mają charakter narastający w zakresie od końca piku wynikającego z bezwładności do wartości odpowiadającej wytrzymałości na rozciąganie. Różnica naprężenia między tymi punktami wynosi kolejno 317, 240 i 286 MPa. W przypadku stali 5Mn wartości te wynoszą kolejno 395, 245 i 174 MPa. Widać, że w zakresie od 250 do 500 s⁻¹, stale wykazują zbliżony wzrost umocnienia, jednak dla szybkości 1000 s⁻¹, wzrost ten jest znacznie większy dla stali 3Mn.

Tablica 3

Własności mechaniczne stali 3Mn i 5Mn w warunkach rozciągania statycznego i dynamicznego.

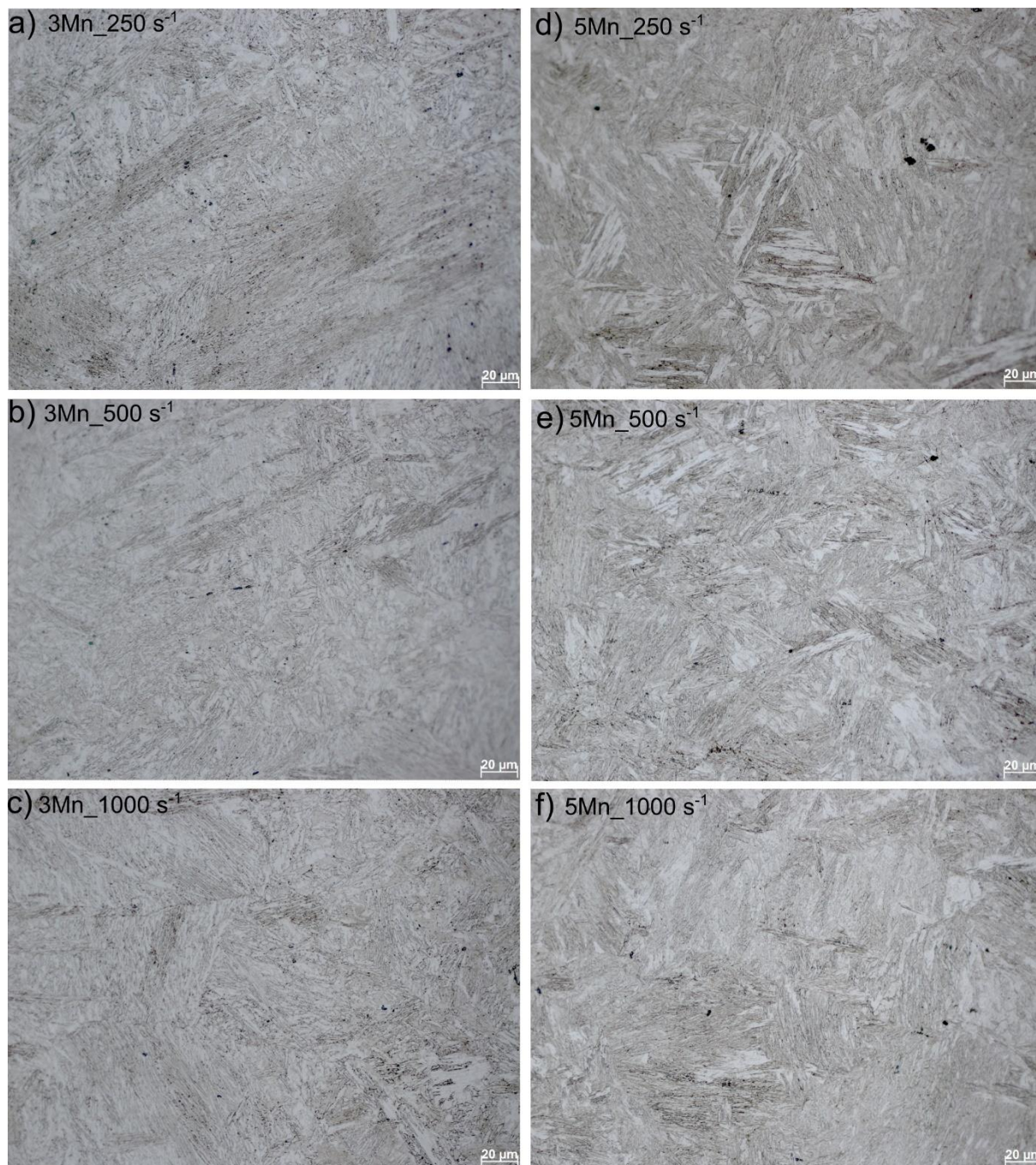
Warunki odkształcenia	Statyczne		Dynamiczne		Szybkość odkształcenia
Typ stali	R _m [MPa]	A [%]	R _m [MPa]	A [%]	[s ⁻¹]
3Mn	935 ± 24	14,0 ± 1,4	1160 ± 22	18,0 ± 1,3	250
			1179 ± 23	17,3 ± 1,5	500
			1265 ± 25	19,7 ± 1,5	1000
5Mn	1215 ± 22	11,0 ± 1,7	1430 ± 19	14,0 ± 1,3	250
			1436 ± 22	13,4 ± 1,4	500
			1440 ± 27	13,3 ± 1,7	1000

3.4.2. Wyniki badań strukturalnych

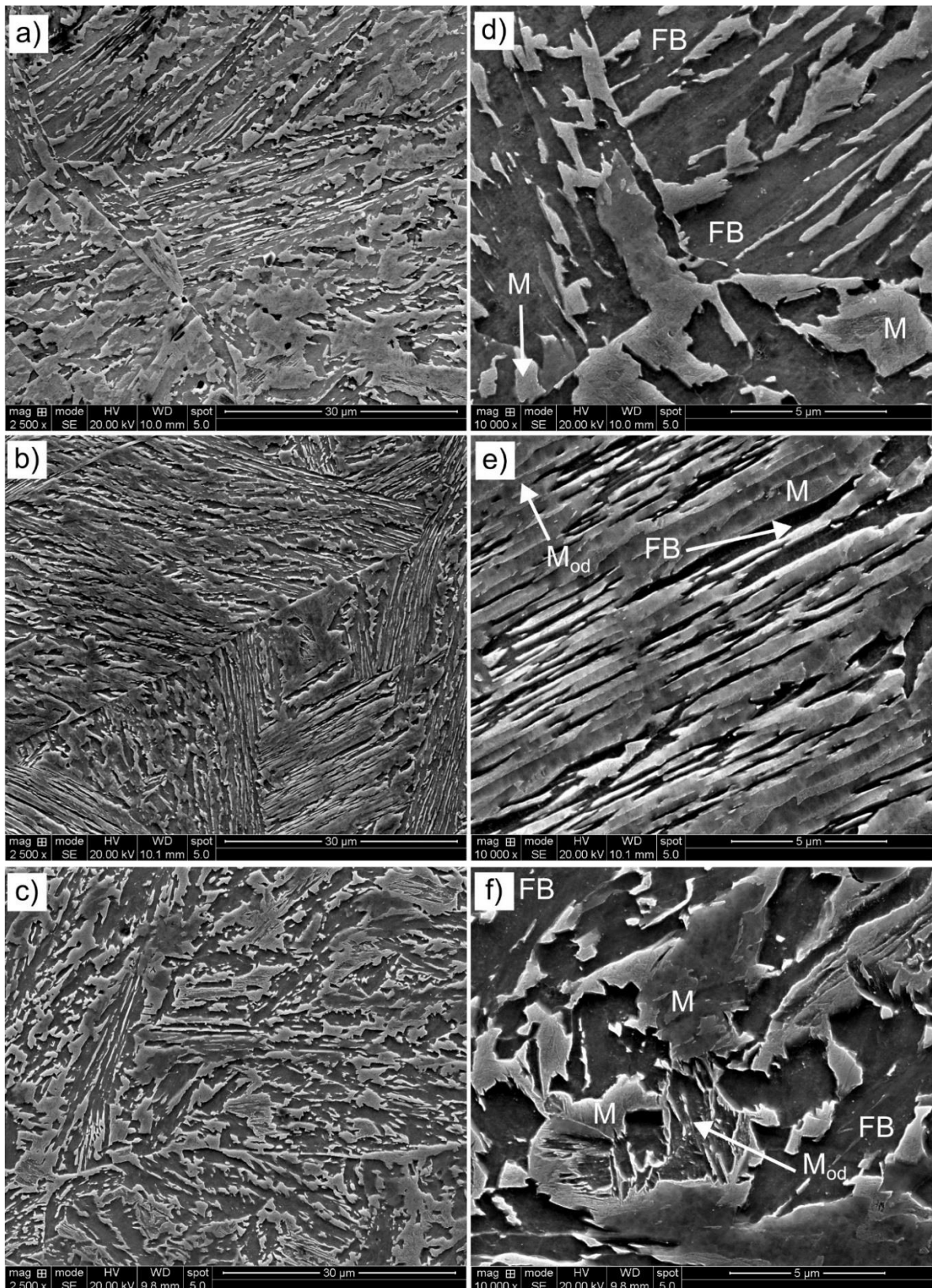
W pierwszej kolejności przeprowadzono badania metalograficzne przy użyciu mikroskopu świetlnego w celu zaobserwowania występowania ewentualnych, adiabatycznych pasm ścinania, charakterystycznych dla mikrostruktur po odkształceniu z dużymi szybkościami. Mikrostruktura obu stali jest widoczna na rys. 80. Widać, że obie stale charakteryzują się drobnoziarnistą strukturą. Niezależnie od szybkości odkształcenia w mikrostrukturze obu stali nie zidentyfikowano obecności adiabatycznych pasm ścinania. Więcej szczegółów dotyczących mikrostruktury obu stali przedstawiono po analizie z wykorzystaniem skaningowego mikroskopu elektronowego (rys. 81÷84).

Mikrofotografie przedstawione na rys. 81 odnoszą się do mikrostruktury stali 3Mn odkształconej z różnymi szybkościami odkształcenia. Struktura ta składa się z listwowego i globularnego ferrytu bainitycznego oraz bloków i listew martenzytu. Dokładna analiza blokowych ziarn (będących początkowo austenitem szczątkowym) pozwala na obserwację

drobnych listew martenzytu (M), świadczących o zajściu indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej. Dodatkowo w strukturze widoczne są cienkie listwy zlokalizowane pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego, które mogą być austenitem szczątkowym pozostałym po odkształceniu.

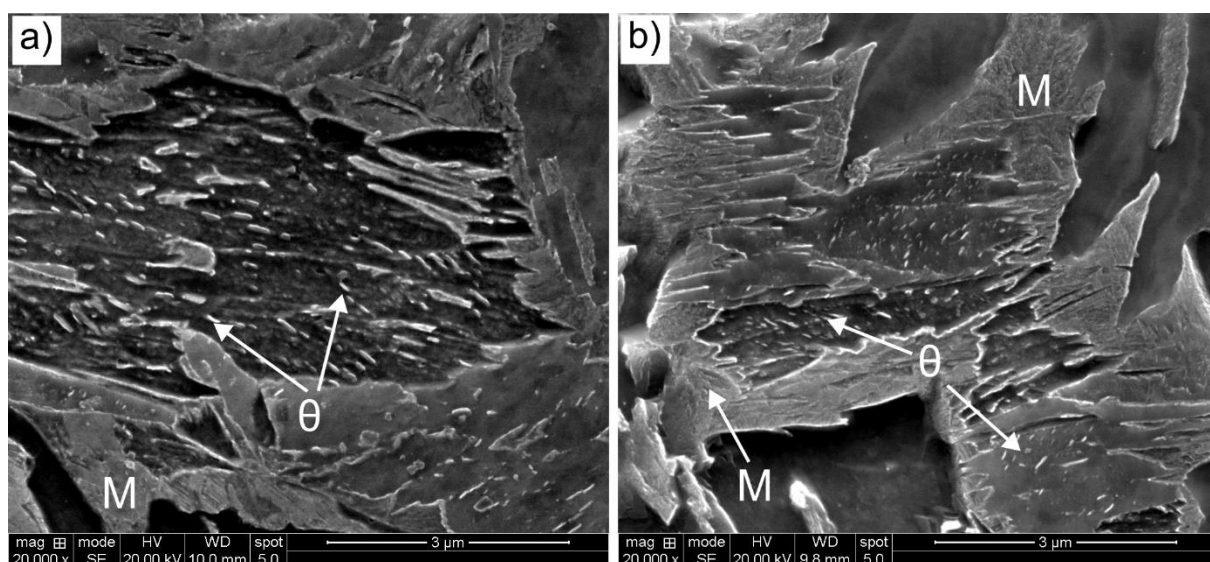


Rys. 80. Mikrostruktura stali po odkształceniu dynamicznym: a) 3Mn_250s⁻¹, b) 3Mn_500s⁻¹, c) 3Mn_1000s⁻¹, d) 5Mn_250s⁻¹, e) 5Mn_500s⁻¹, f) 5Mn_1000s⁻¹.



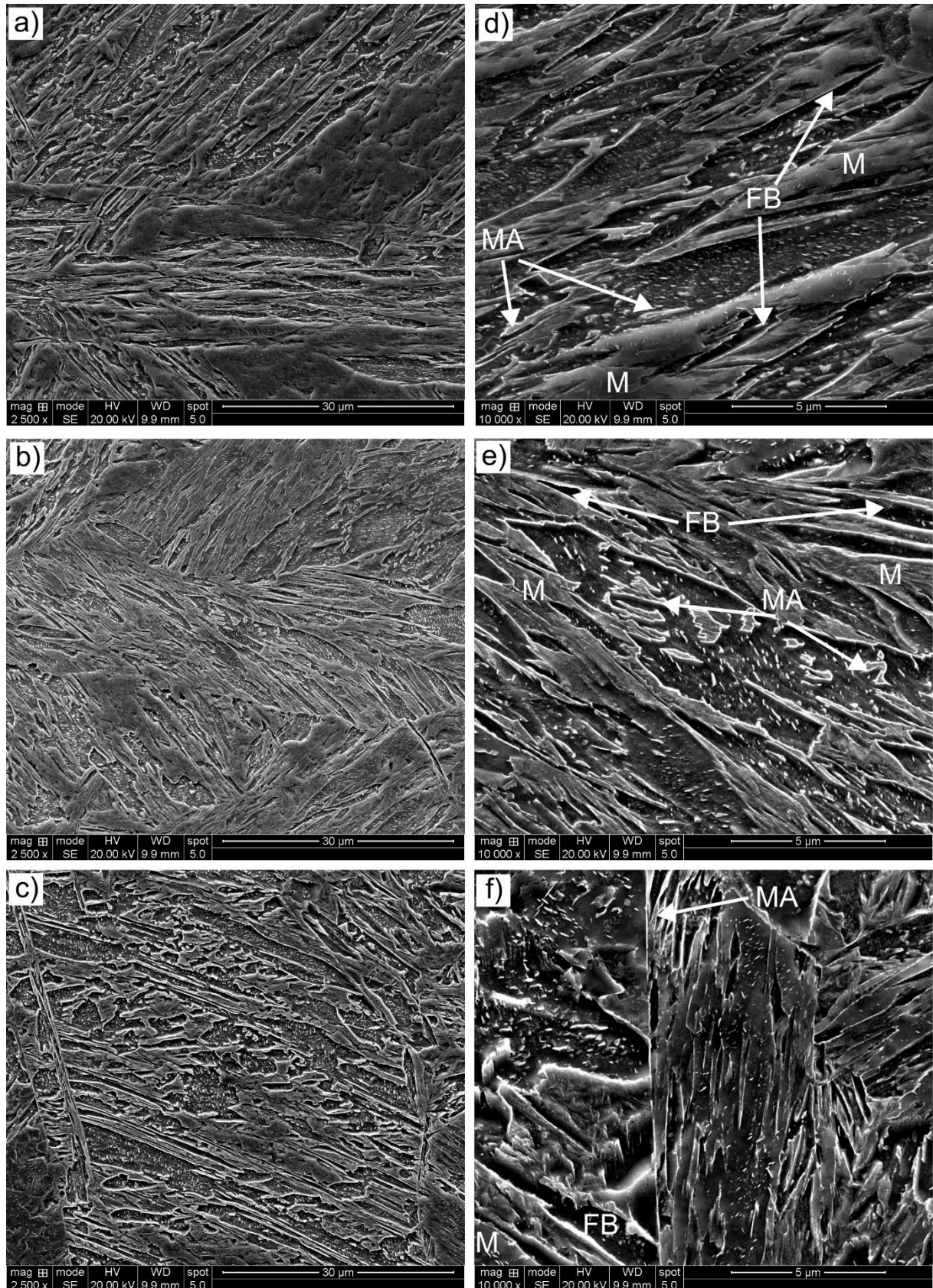
Rys. 81. Mikrostruktura stali 3Mn po odkształceniu dynamicznym w powiększeniu 2,5kx i 10kx: a) i d) 250s⁻¹, b) i e) 500s⁻¹, c) i f) 1000s⁻¹. FB – ferryt bainityczny, M – martenzyt, M_{od} – martenzyt odpuszczony.

Z rys. 81 wynika, że niezależnie od szybkości odkształcenia mikrostruktura stali jest bardzo zbliżona pod względem morfologii oraz występujących faz. Jediną różnicą widoczną w mikrostrukturze są postępujące wraz ze wzrastającą szybkością odkształcenia, efekty podobne do odpuszczania martenzytu. Tego typu efekty w większym powiększeniu można zaobserwować na rys. 82, przedstawiającym blokowe ziarno martenzytu, we wnętrzu którego pojawiły się cząstki węglików (najprawdopodobniej cementytu). Dodatkowo widać, że powierzchnia martenzytu jest inna w zależności od obserwowanego obszaru, co może świadczyć o niejednorodnym przebiegu tego odpuszczania. Efekt ten może być wynikiem wygenerowanego w trakcie odkształcenia ciepła. Temperatura ta musiała być relatywnie wysoka, aby przedstawione efekty mogły zajść w krótkim czasie odkształcenia (kilka milisekund). Co istotne, tego typu wydzieleń nie obserwowano w stanie wyjściowym (rys. 73a).



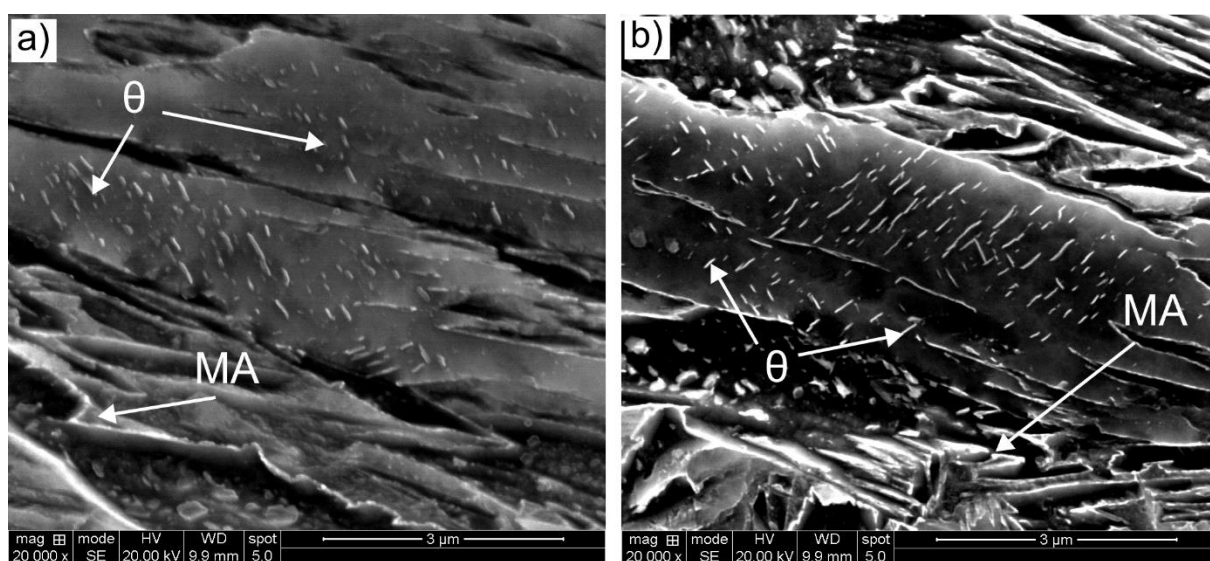
Rys. 82. Wydzielenia cementytu w martenzytcie w próbce ze stali 3Mn odkształconej z szybkością: a) 500s^{-1} , b) 1000s^{-1} ; θ – cementyt, M – martenzyt.

Mikrostruktura stali 5Mn została przedstawiona na rys. 83. Podobnie jak w przypadku stali 3Mn, mikrostruktura jest podobna niezależnie od zastosowanej szybkości odkształcenia. Struktura składa się głównie z martenzytu M, wysp martenzytyczno-austenitycznych MA oraz początkowej frakcji ferrytu bainitycznego. Jednocześnie stwierdzono brak obecności austenitu szczątkowego. W przypadku tej stali widać wyraźnie efekty mogące świadczyć o zajściu procesów odpuszczania martenzytu. Analiza jest jednak utrudniona ze względu na wydzielenia węglików występujące już po walcowaniu termomechanicznym. W strukturze stali dla każdej szybkości odkształcenia można zaobserwować drobne wydzielenia o morfologii typowej dla cementytu (rys. 83), znajdujące się na powierzchni martenzytu.



Rys. 83. Mikrostruktura stali 5Mn po odkształceniu dynamicznym w powiększeniu 2,5kx i 10kx: a) i d) 250s⁻¹, b) i e) 500s⁻¹, c) i f) 1000s⁻¹. FB – ferryt bainityczny, M – martenzyt, MA – wyspy martenzytowo-austenityczne.

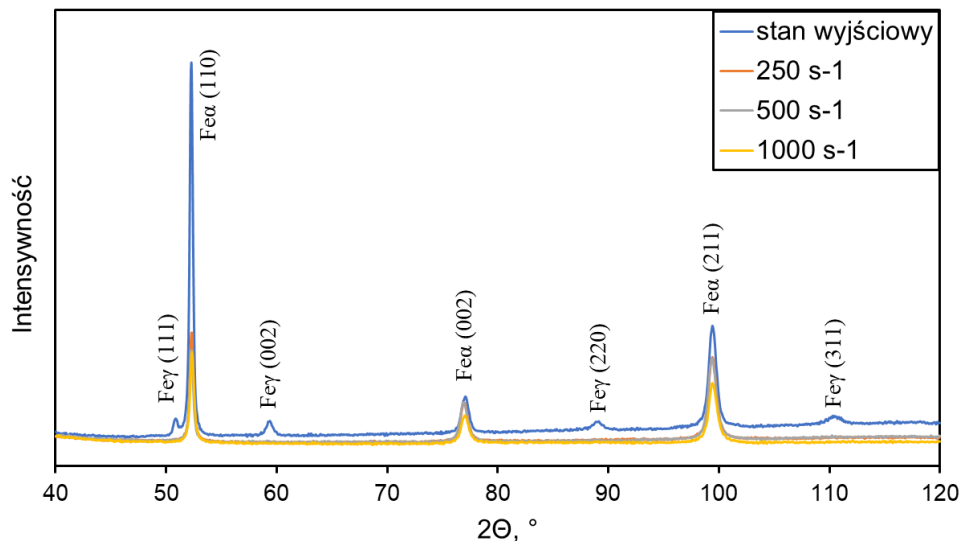
W odróżnieniu od wydzieleni powstałych po walcowaniu (znajdujących się wewnątrz głębiej wytrawionych listew), nowe wydzielenia obecne są na powierzchni (wyżej usytuowanego martenzytu). Jednocześnie, podobnie jak w przypadku stali 3Mn, morfologia martenzytu różni się pomiędzy poszczególnymi ziarnami (rys. 83f). Zgodnie z rys. 84 widać, że wydzielenia te koncentrują się głównie w listwach martenzytu. Jednocześnie morfologia martenzytu może świadczyć o procesie rozpadu „dużych” listew i bloków na mniejsze w wyniku oddziaływania temperatury (rys. 84a). Co więcej, ilość wydzieleni jest znacznie większa niż w przypadku stali 3Mn, co może świadczyć o wygenerowaniu wyższej temperatury w czasie badania, ze względu na większy udział faz twardych.



Rys. 84. Wydzielenia cementytu w martenzytcie w próbce ze stali 5Mn odkształcanej z szybkością: a) 500s^{-1} , b) 1000s^{-1} ; θ – cementyt, MA – wyspy martenzytyczno-austenityczne

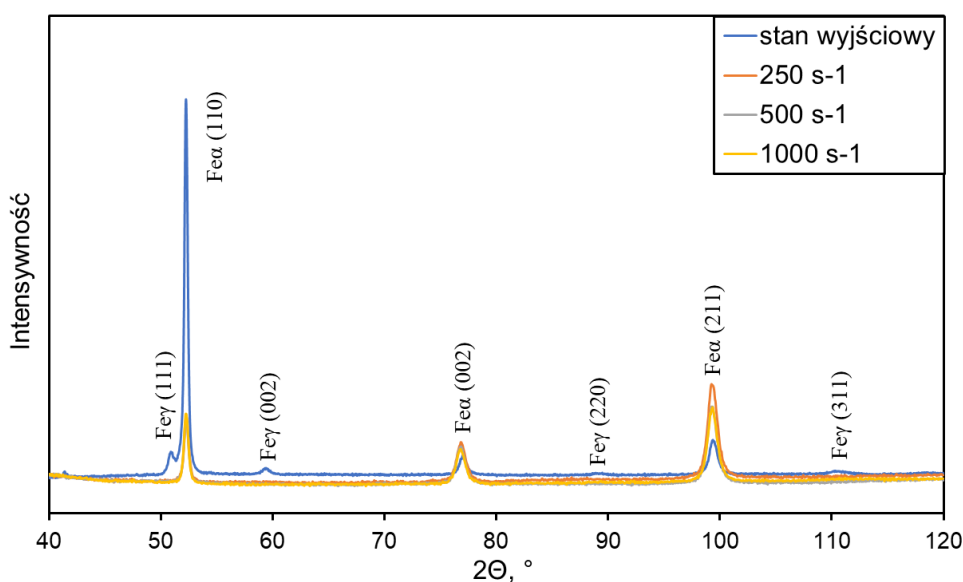
3.4.3. Wyniki badań rentgenowskich

W celu określenia zmian udziału objętościowego austenitu szczątkowego w funkcji szybkości odkształcenia, przeprowadzono badania rentgenowskie. Analizie poddano materiał w stanie wyjściowym, jak i po odkształceniu z zadanymi szybkościami odkształcenia. Dyfraktogramy dla stali 3Mn w stanie wyjściowym i po odkształceniu dynamicznym przedstawiono na rys. 85. W stanie wyjściowym zidentyfikowano 4 piki pochodzące od fazy γ : (111), (002), (220) oraz (311), natomiast dla fazy α trzy piki: (110), (002) oraz (211). Ilość austenitu szczątkowego w stanie wyjściowym wynosiła $\sim 13 \pm 2\%$. Widoczne jest zaburzenie intensywności pików od austenitu, co świadczy o pewnej teksturze pozostałej po walcowaniu na gorąco. Jednak w przypadku próbek odkształconych, niezależnie od szybkości odkształcenia rejestrowane są wyłącznie piki pochodzące od fazy α . Oznacza to, że cały (lub prawie cały) austenit szczątkowy przemienił się w martenzyt w trakcie odkształcenia plastycznego.



Rys. 85. Dyfraktogramy rentgenowskie dla stali 3Mn w stanie wyjściowym i po odkształceniu dynamicznym.

W przypadku stali zawierającej 5% manganu (rys. 86), podobnie jak dla stali 3Mn, zarejestrowano 4 piki od fazy γ oraz 3 piki od fazy α . Intensywność pików od austenitu (szczególnie od płaszczyzn (220) i (311)) jest mniejsza w porównaniu do stali 3Mn, co pośrednio świadczy o mniejszej ilości austenitu szczątkowego w mikrostrukturze stali 5Mn. Zgodnie z przeprowadzoną analizą Rietvelda w stanie wyjściowym znajduje się $10 \pm 2\%$ austenitu szczątkowego.



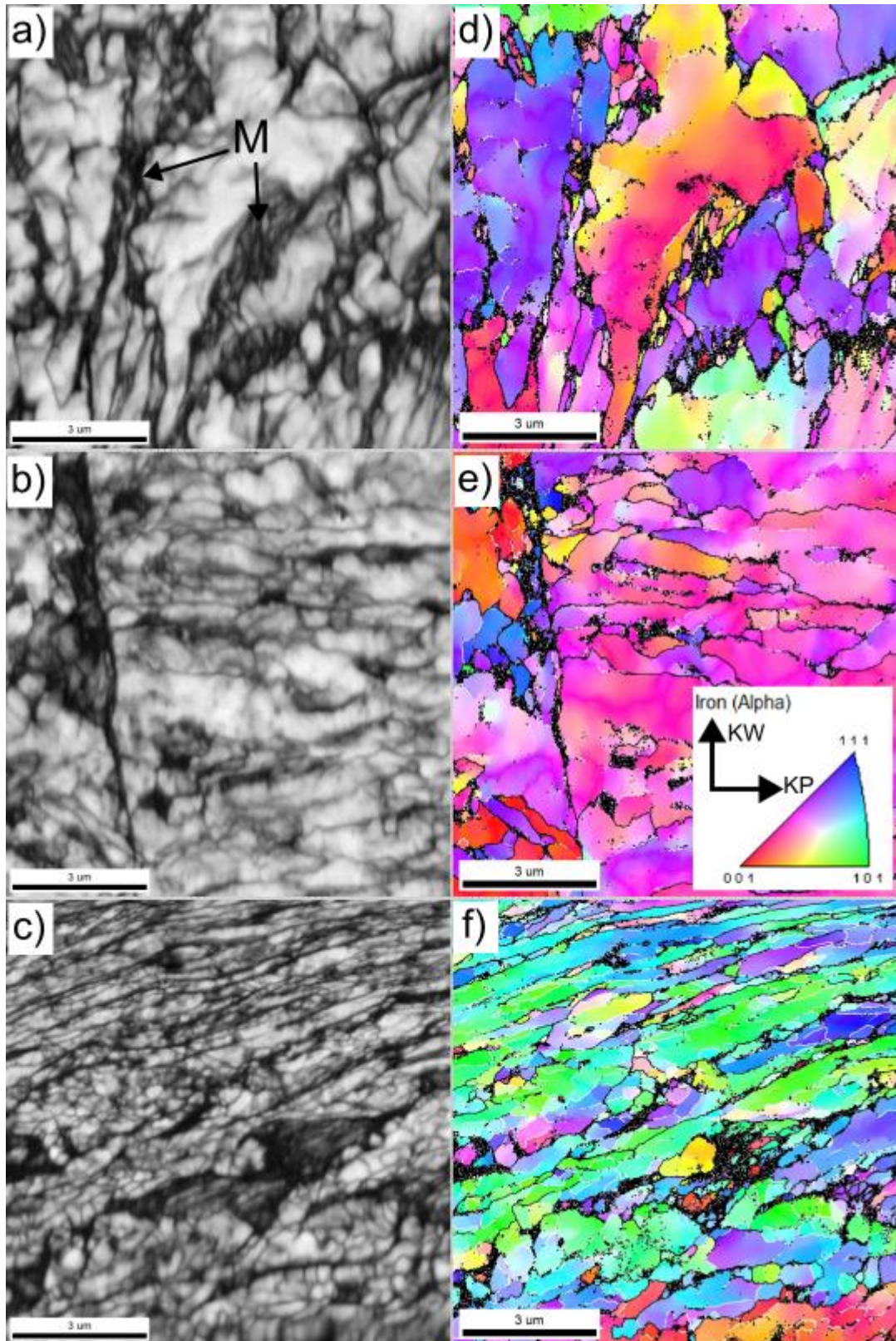
Rys. 86. Dyfraktogramy rentgenowskie dla stali 5Mn w stanie wyjściowym i po odkształceniu dynamicznym.

Podobnie jak w przypadku stali 3Mn, tutaj również nie zarejestrowano pików od austenitu dla próbek po odkształceniu plastycznym. W obu przypadkach świadczy to o tym, że odkształcenie i jego intensywność były wystarczające do przemiany całego (lub prawie całego) austenitu szczątkowego w martenzyt, niezależnie od jego stabilności mechanicznej.

3.4.4. Wyniki badań EBSD

Wyniki analizy EBSD w postaci map jakości obrazu IQ (Image Quality), odwrotnych figur biegunowych IPF (inverse pole figure), kernel, tekstury czy kątów dezorientacji granic ziarna, jak również ich histogramów, posłużyły do oceny wpływu dynamicznego odkształcenia na zmiany mikrostruktury stali w zależności od zastosowanej szybkości odkształcenia. Rys. 87 przedstawia mapy jakości obrazu oraz odwróconych figur biegunowych dla stali 3Mn. Mapy IQ przedstawiają mikrostrukturę stali w odcieniach szarości, gdzie jasny odcień to obszar mniej zdefektowany, ciemny natomiast silniej [31]. Jasne obszary na rys. 87 dotyczą ferrytu bainitycznego, podczas gdy ciemne obszary odnoszą się do martenzytu powstałego w czasie przemiany austenitu w trakcie odkształcenia dynamicznego. Austenit ten zawierał dużo węgla (wg. [56] $C \sim 1,10\%$ wag.) w związku z czym powstały martenzyt charakteryzuje się wyższym poziomem tetragonalności (silniej odkształconą siecią krystaliczną). Na mapach widoczne są również obszary „szare”, które najprawdopodobniej reprezentują pewną frakcję martenzytu powstałą po procesie walcowania termomechanicznego. Taki martenzyt powstał w czasie chłodzenia, a więc charakteryzuje się mniejszą zawartością węgla, a co za tym idzie mniejszą stabilnością termiczną. Mniejsza zawartość węgla w mniejszym stopniu odkształca komórki elementarną martenzytu, a więc uzyskana wartość IQ jest większa niż w przypadku martenzytu powstałego podczas odkształcenia dynamicznego.

W przypadku próbki odkształconej z największą szybkością (rys. 87c) na mapie IQ widoczne są liczne, drobne obszary (charakteryzujące się kątami dezorientacji pomiędzy 5 a 15°). Może to świadczyć o zajściu zdrowienia dynamicznego w czasie odkształcenia i zapoczątkowaniu tworzenia się podziarna w mikrostrukturze, jako efekt oddziaływania temperatury towarzyszącej odkształceniu. W przypadku obszarów o najmniejszym indeksie IQ (obszary czarne) widać, że koncentrują się one głównie wzdłuż granic ziarna. Jednocześnie mają one morfologię listwową i blokową, co odpowiada austenitowi szczątkowemu w mikrostrukturze stali przed odkształceniem. W przypadku rys. 87d, e, f przedstawiających mapy odwrotnych figur biegunowych widać, że orientacja krystalograficzna ziarna nie dominuje w jednym kierunku. W przypadku próbek odkształconych z szybkościami 250 i 500 s^{-1} (rys. 87d i 87e) orientacja krystalograficzna po odkształceniu jest podobna (dominuje orientacja pomiędzy 001 do 111); jednak w przypadku największej szybkości odkształcenia (rys. 87f) jest ona inna (dominuje 101).



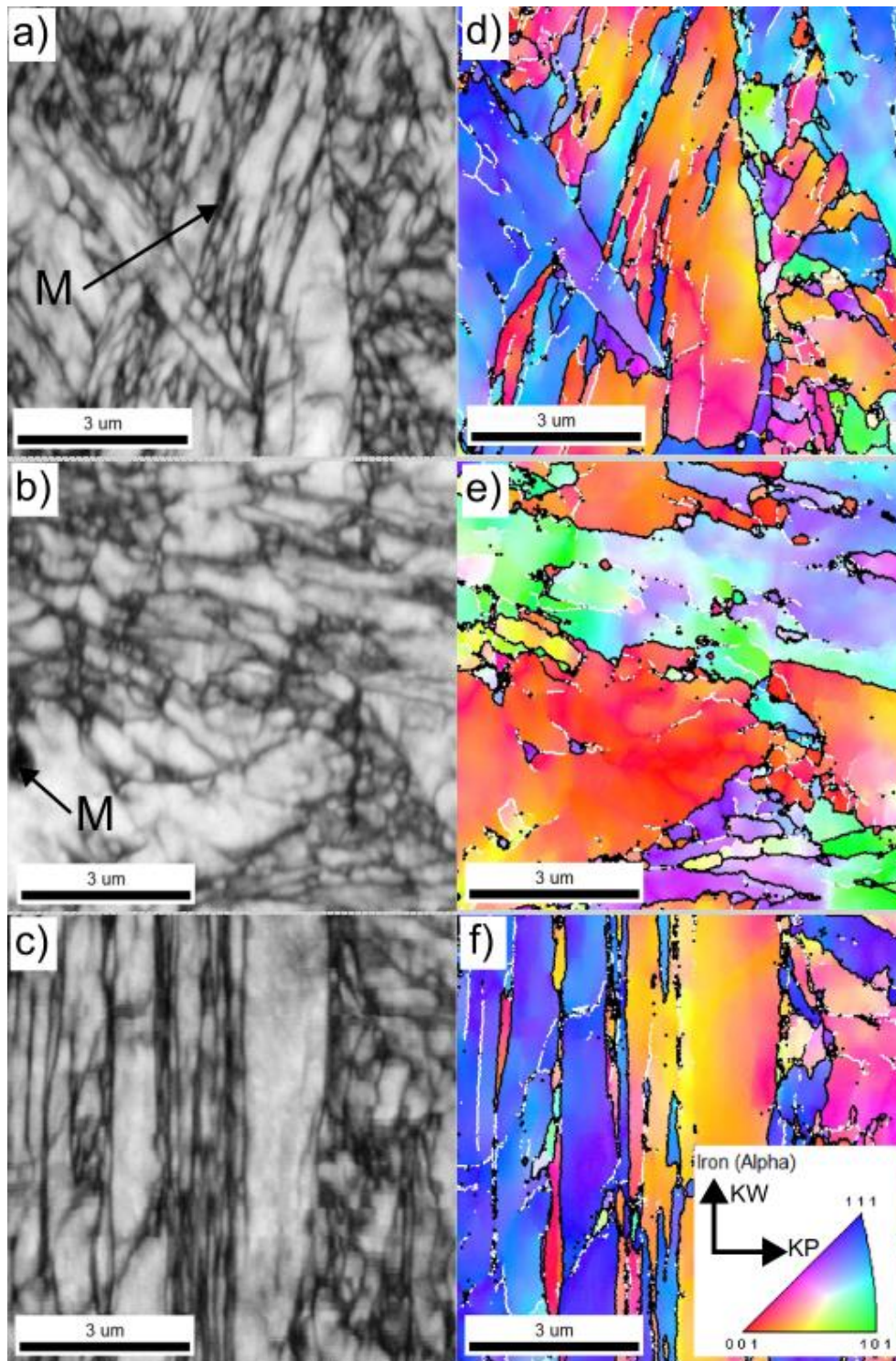
Rys. 87. Mapy IQ i odwrotnych figur biegunowych dla stali 3Mn odkształconej z szybkością: a) i d) 250s^{-1} , b) i e) 500s^{-1} , c) i f) 1000s^{-1} . Białe linie – granice wąskokątowe, czarne linie – granice szerokokątowe, M – martenzyt powstały z austenitu szczątkowego.

Powodem tego może być intensywne powstanie podziarna o innej orientacji krystalograficznej w wyniku zachodzącego procesu zdrowienia. Widać również, że w przypadku wszystkich szybkości odkształcenia na mapach IPF obecne są liczne drobne ziarna, zwłaszcza w obszarach o najmniejszym indeksie IQ (najbardziej zdefektowane obszary struktury). Silne zdefektowanie i wysoka temperatura obecna przy odkształceniu sprzyjają aktywacji procesów takich jak zdrowienie czy rekrytalizacja, których efektem jest odbudowa struktury po odkształceniu (powstanie podziarna o orientacji krystalograficznej odmiennej od materiału odkształconego, charakteryzujących się wąskokątowymi granicami ziarna).

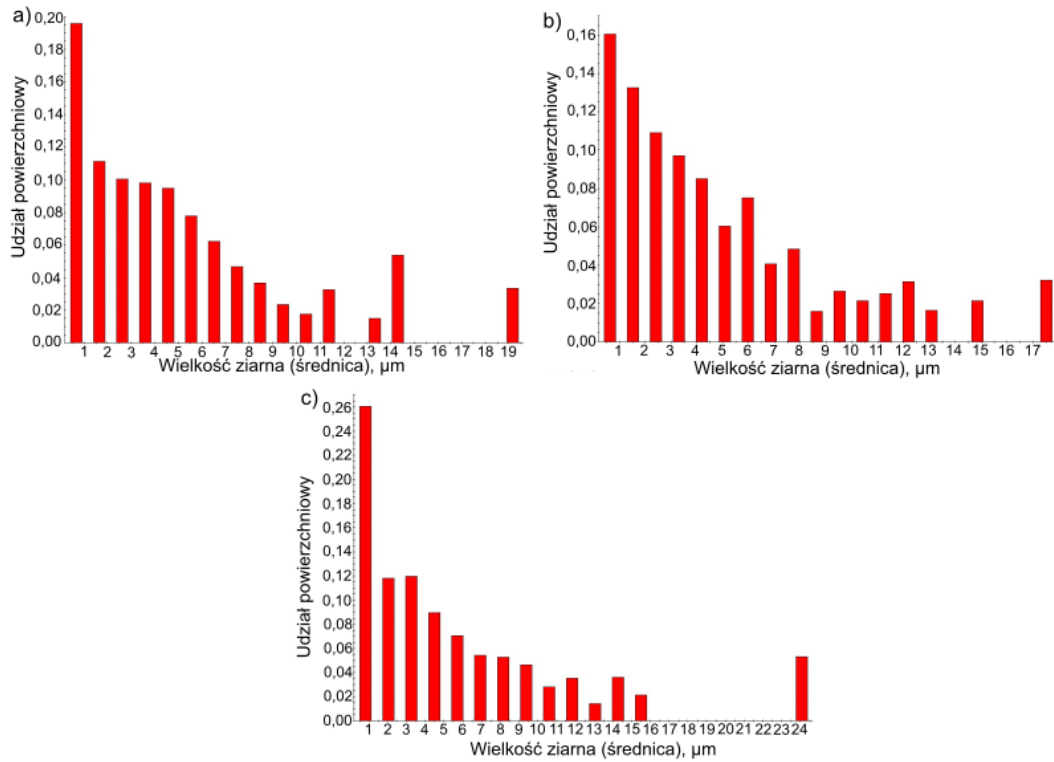
W przypadku stali 5Mn (rys. 88) również można zaobserwować obecność obszarów o niskim indeksie IQ, jednak jest ich mniej niż w przypadku stali 3Mn. Jest to spowodowane mniejszą ilością austenitu szczątkowego w strukturze stali przed jej odkształceniem. Podobnie jak w przypadku stali o mniejszej zawartości manganu, na mapach IQ można zaobserwować drobne obszary. Odnosząc te obszary do map IPF widoczne jest, że obszary te zaczynają zmieniać swoją orientację krystalograficzną, jednak nie posiadają jeszcze wykształconych granic wąskokątowych (białe linie na mapach IPF). Jednak również tutaj można zaobserwować drobne obszary charakteryzujące się granicami szerokokątowymi (czarne linie na mapach IPF) i odmienną orientacją krystalograficzną, co świadczy o powstaniu ziarna. Ziarna takie występują na granicach ziarna, ale również w ich wnętrzu (rys. 88e). Obecność większej, niż ma to miejsce w przypadku stali 3Mn, ilości ziaren o granicach szerokokątowych w mikrostrukturze może świadczyć pośrednio o wyższej temperaturze wygenerowanej w czasie odkształcenia, co mogło przyspieszyć procesy odbudowy mikrostruktury stali (obecność nowych ziarna).

Histogramy przedstawiające rozkład wielkości ziarna dla stali 3Mn (rys. 89) oraz 5Mn (rys. 90) w funkcji szybkości odkształcenia mogą również posłużyć do analizy zmian zachodzących w mikrostrukturze stali. W przypadku stali 3Mn widać, że wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia rozkład wielkości przesuwa się w lewo, do ziaren o mniejszej średnicy. W przypadku największej szybkości odkształcenia (rys. 89c), największy udział w mikrostrukturze mają najmniejsze ziarna, tzn. poniżej ok. 1 μm . Wynik ten pokrywa się z mapą IQ (rys. 87c), na której widać bardzo rozdrobnioną strukturę. W przypadku stali 5Mn trend jest inny, gdyż widać że wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia, mimo dużego udziału najmniejszych ziarna, rośnie udział ziarna $\geq 8 \mu\text{m}$. Sugeruje to możliwość wygenerowania wyższych temperatur będących efektem odkształcenia dynamicznego, co może sprzyjać powstawaniu nowych ziaren. Dominacja tego efektu w stali 5Mn najprawdopodobniej jest związana z wyższą temperaturą niż w przypadku stali 3Mn, co jest związane z wyższą wytrzymałością struktury. W strukturze stali 5Mn dominuje martenzyt, którego odkształcenie

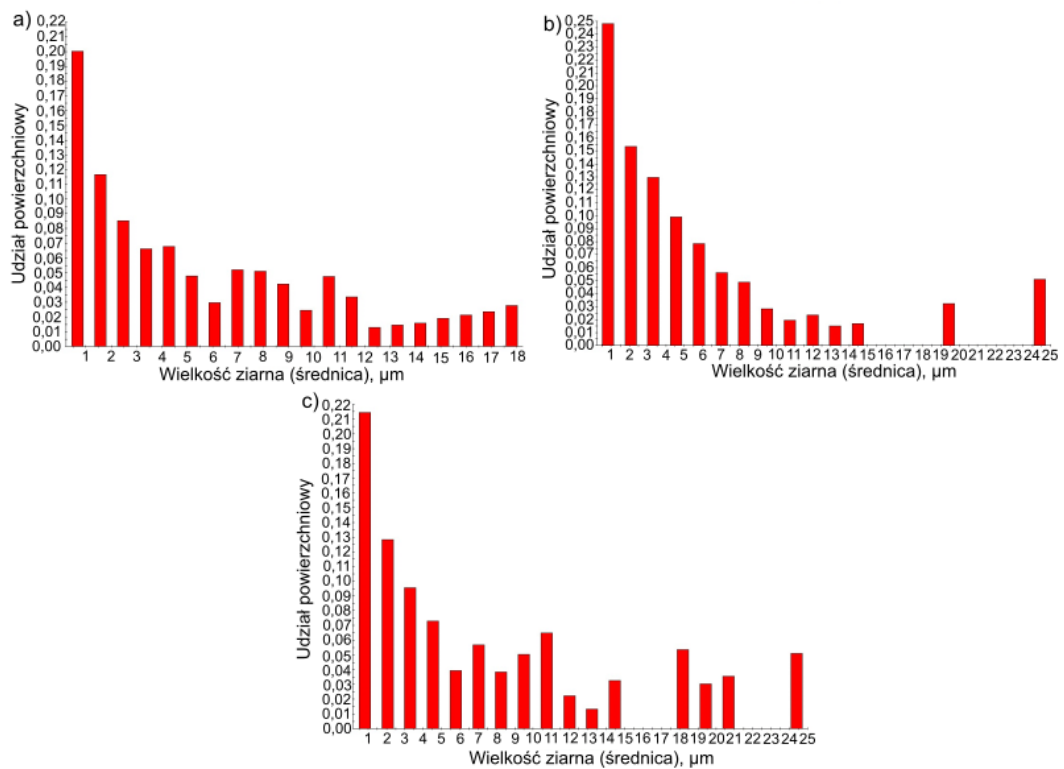
wymaga dostarczenia większej ilości energii, a tym samym powoduje generowanie wyższych temperatur.



Rys. 88. Mapy IQ i odwrotnych figur biegunowych dla stali 5Mn odkształconej z szybkością: a) i d) 250s⁻¹, b) i e) 500s⁻¹, c) i f) 1000s⁻¹. Białe linie – granice wąskokątowe, czarne linie – granice szerokokątowe, M – martenzyt powstały z austenitu szczątkowego.



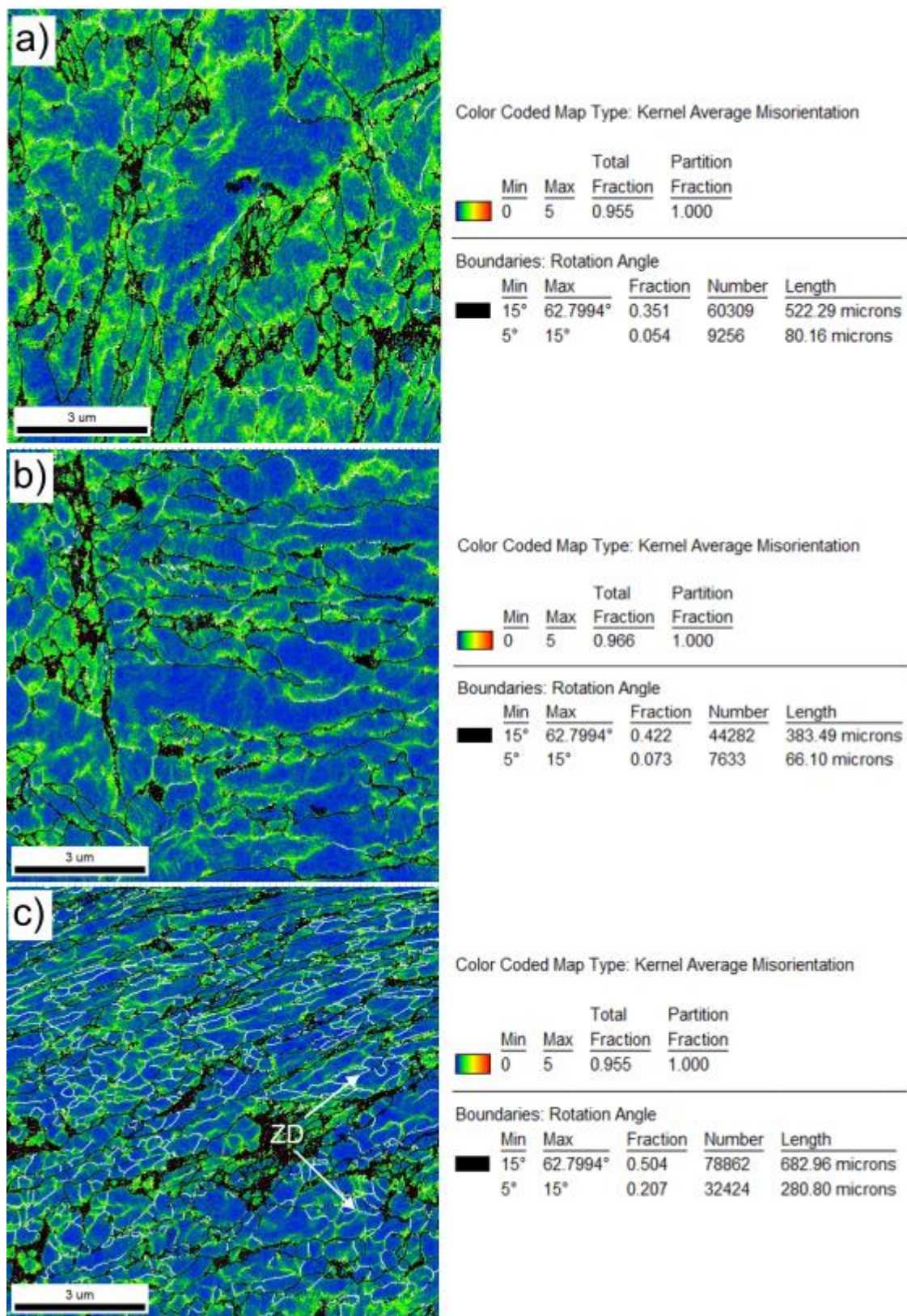
Rys. 89. Rozkład wielkości ziarna w mikrostrukturze stali 3Mn po odkształceniu z szybkością:
a) 250s⁻¹, b) 500s⁻¹, c) 1000s⁻¹.



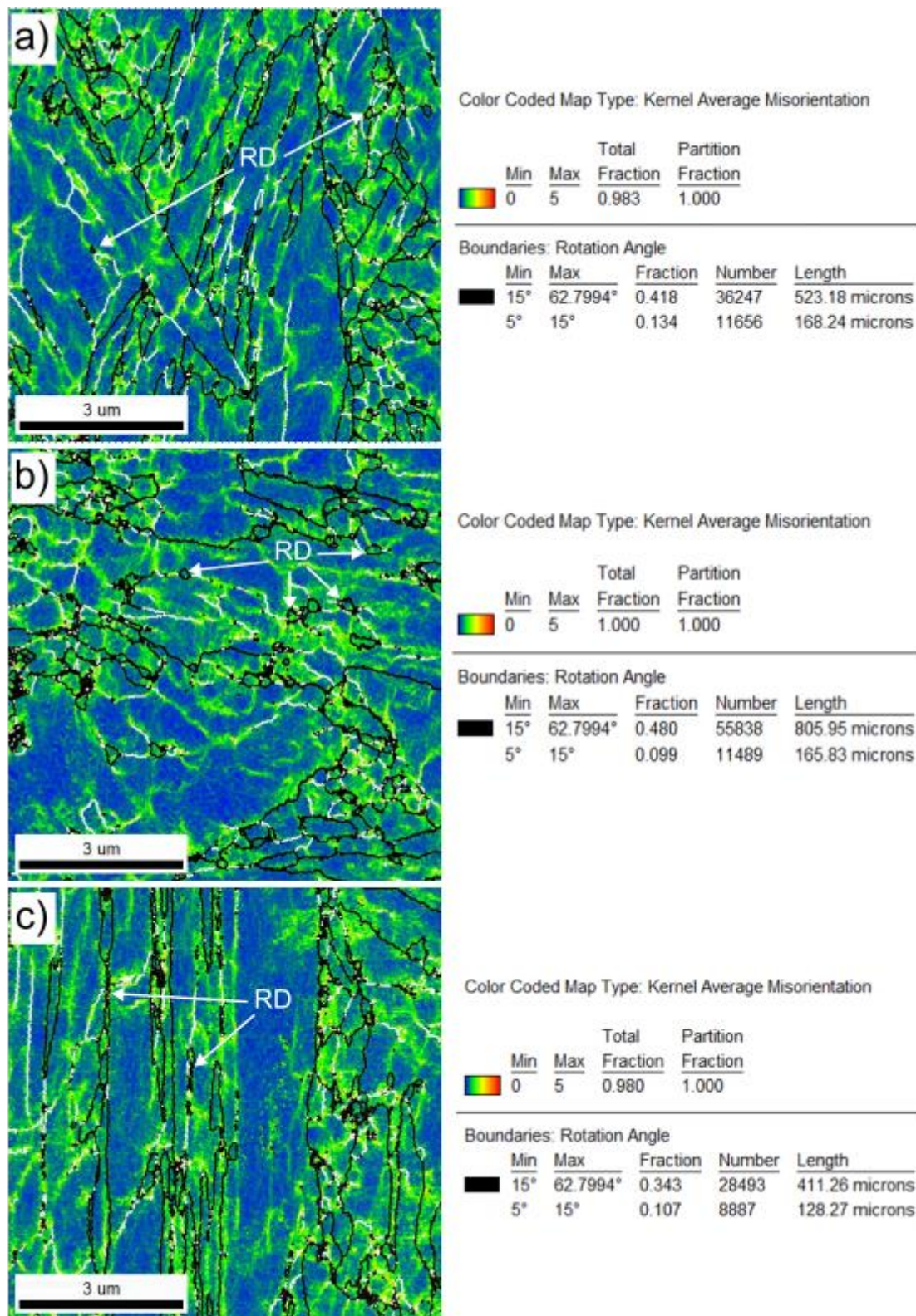
Rys. 90. Rozkład wielkości ziarna w mikrostrukturze stali 5Mn po odkształceniu z szybkością:
a) 250s⁻¹, b) 500s⁻¹, c) 1000s⁻¹.

W celu analizy wpływu szybkości odkształcenia na rozwój mikrostruktury stali związanej z tworzeniem się i rozwojem podziarna przeprowadzono analizę przy użyciu map Kernel. Mapy te przedstawiają koncentrację odkształcenia w mikrostrukturze stali (w skali od niebieskiego do czerwonego, gdzie kolor czerwony przedstawia największy poziom odkształcenia) wraz z naniesionymi na nie granicami wąskokątowymi ($5-15^\circ$) oraz szerokokątowymi ($15-63^\circ$). Mapy te dla stali 3Mn przedstawiono na rys. 91. Widać, że dla każdej szybkości odkształcenia materiał wykazuje pewien poziom zdefektowania (zielone obszary na mapach), który dominuje dla najmniejszej szybkości odkształcenia i maleje wraz z jej wzrostem. Dla stali odkształconej z szybkościami 250 i 500s^{-1} widać, że poza koncentracją odkształcenia struktura jest zdominowana przez granice szerokokątowe (czarne linie). W przypadku szybkości 1000s^{-1} poziom zdefektowania jest dużo mniejszy a materiał wykazuje znacznie większy udział granic niskokątowych (białe linie), niż ma to miejsce w przypadku mniejszych szybkości odkształcenia. Granice niskokątowe są charakterystyczne dla podziarna, co z kolei może potwierdzić zajście procesów aktywowanych cieplnie, tzn. zdrowienia dynamicznego, w wyniku którego dyslokacje ulegają anihilacji prowadząc do utworzenia się licznych podziarna.

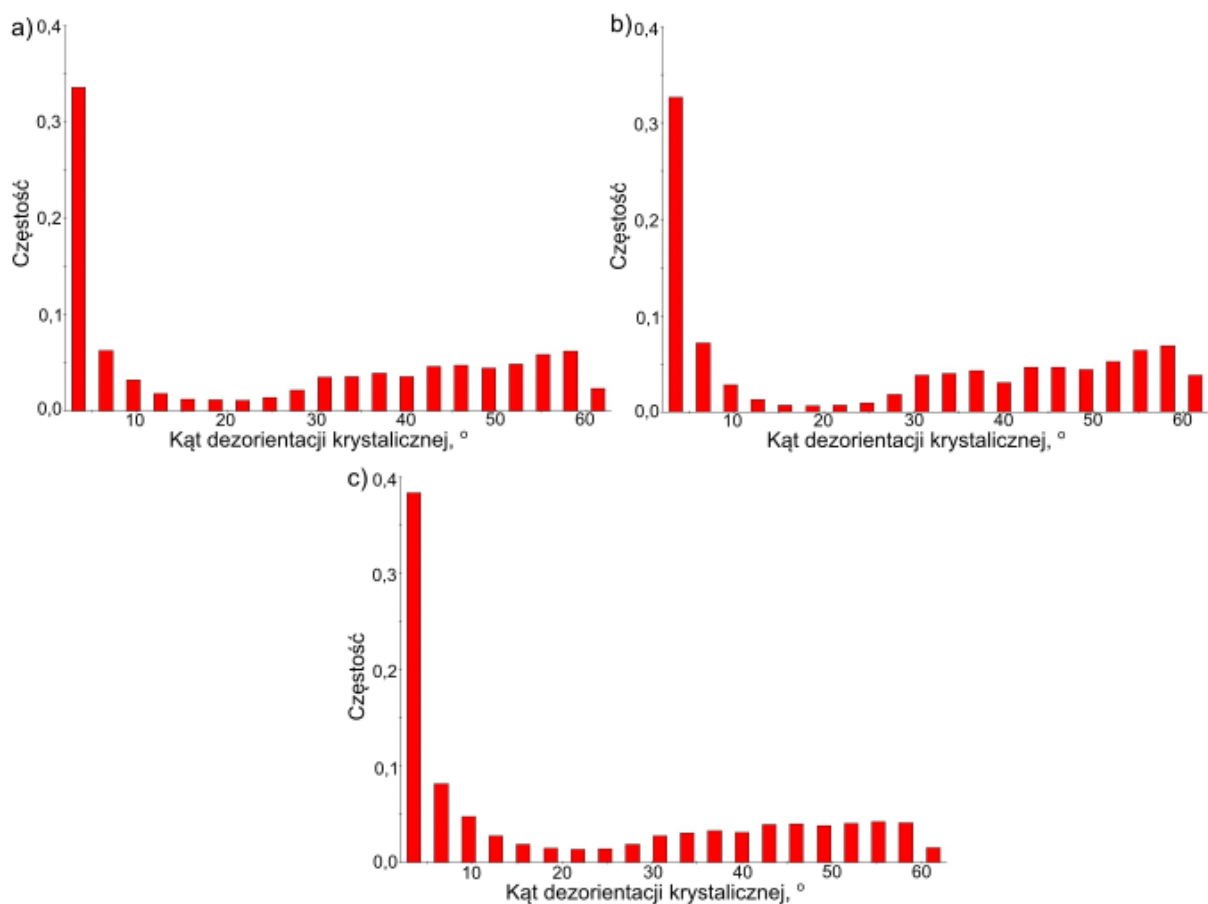
W przypadku stali 5Mn (rys. 92) również widać duży poziom odkształcenia struktury, zdominowanej przez granice szerokokątowe. Granice wąskokątowe tworzą się na liniach koncentracji odkształcenia, które następnie przechodzą w granice szerokokątowe. Obecność granic szerokokątowych w każdym z wariantów odkształcenia oznacza, że powstała w trakcie dynamicznego rozciągania podstruktura miała warunki (intensywność odkształcenia i temperatura) aby utworzyć nowe ziarna, jednak proces ten nie zaszedł w całej objętości (obecność granic wąskokątowych). Jednocześnie widać, że w odróżnieniu od stali 3Mn, szybkość odkształcenia nie miała tak istotnego wpływu na zmianę udziału pomiędzy granicami wąsko- a szerokokątowymi. Wyniki te odpowiadają histogramom przedstawiającym rozkład kątów dezorientacji w funkcji szybkości odkształcenia (rys. 93 i 94).



Rys. 91. Mapy KAM rozkładu odkształcenia z nałożonymi granicami wąskokątowymi (linie białe) oraz szerokokątowymi (linie czarne) dla stali 3Mn odkształconej z szybkością: a) $250s^{-1}$, b) $500s^{-1}$, c) $1000s^{-1}$. ZD – zdrowienie dynamiczne.

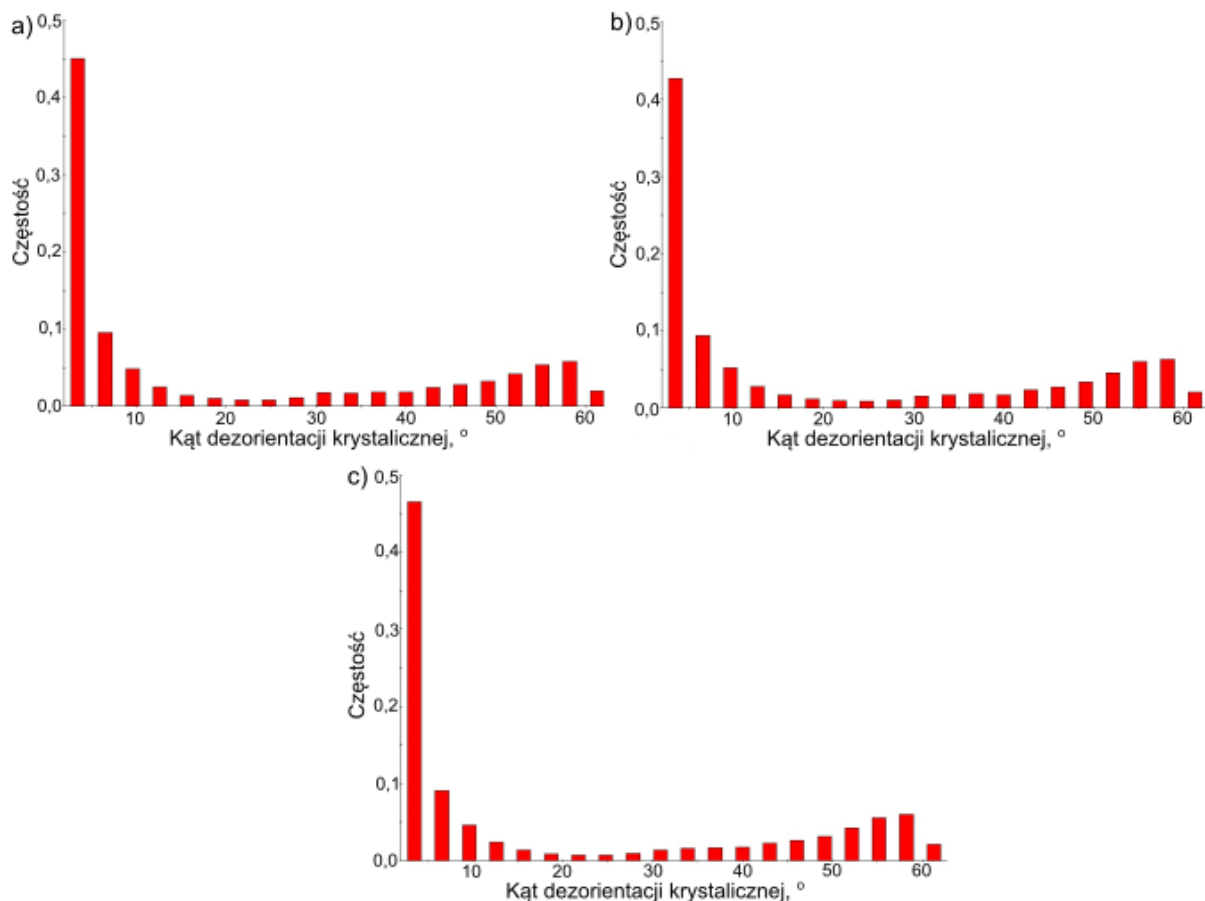


Rys. 92. Mapy KAM rozkładu odkształcenia z nałożonymi granicami wąskokątowymi (linie białe) oraz szerokokątowymi (linie czarne) dla stali 5Mn odkształconej z szybkością: a) $250s^{-1}$, b) $500s^{-1}$, c) $1000s^{-1}$. RD – rekrytalizacja dynamiczna.



Rys. 93. Rozkład kątów dezorientacji krystalicznej stali 3Mn odkształconej z szybkością: a) 250s^{-1} , b) 500s^{-1} , c) 1000s^{-1} .

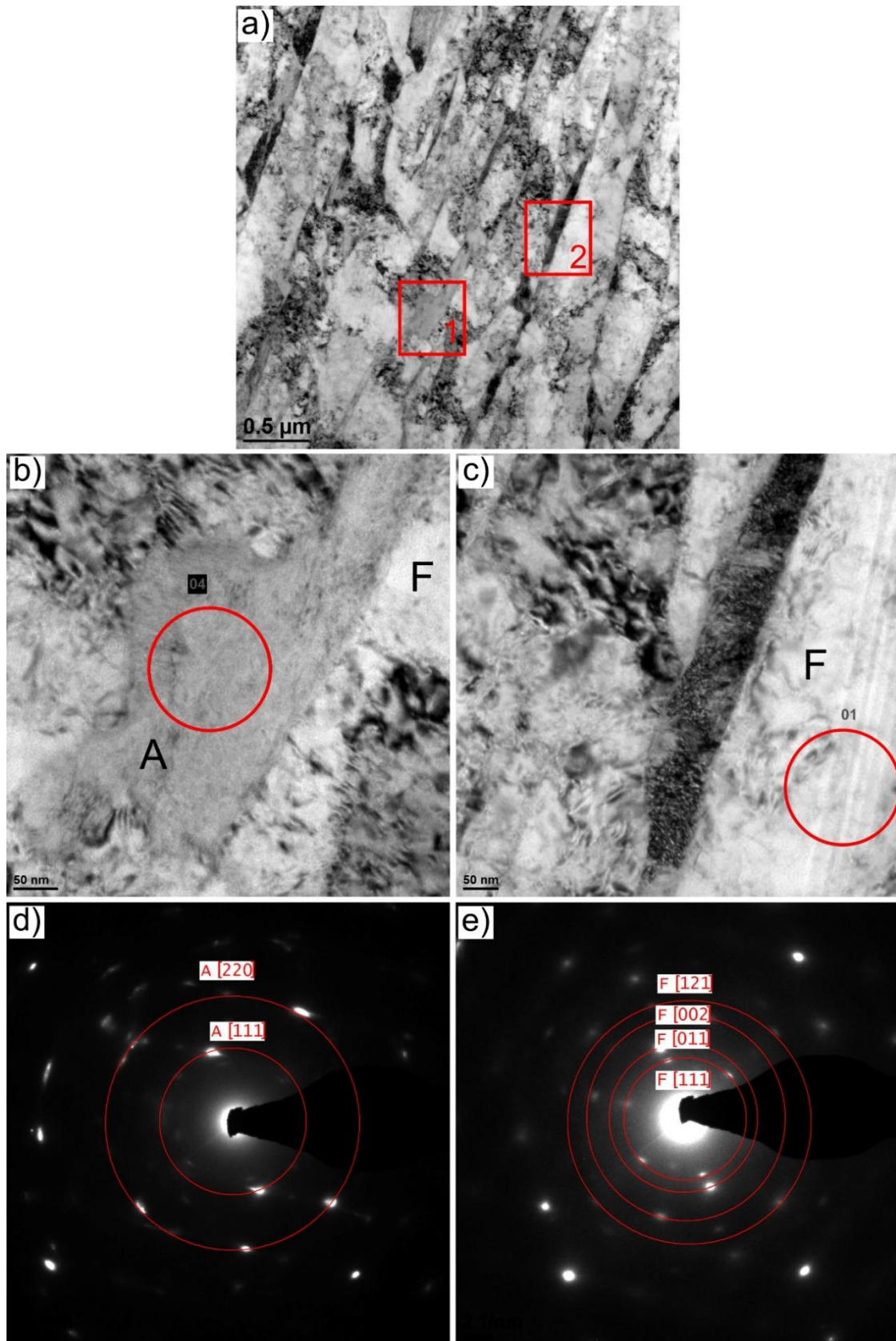
W przypadku stali 3Mn (rys. 93) dominują kąty dezorientacji $\leq 5^\circ$, odpowiadające koncentracji odkształceń. Jednak widać, że dla szybkości 500s^{-1} udział granic w przedziale od 5 do 15° nieznacznie wzrósł w porównaniu do materiału odkształconego z szybkością 250s^{-1} , przy zachowaniu podobnego udziału granic w zakresie od 15 do 63° . Dalsze zwiększenie szybkości odkształcenia spowodowało dalszy wzrost udziału granic niskokątowych ($5 \div 15^\circ$), przy niewielkim spadku udziału granic szerokokątowych ($15 \div 63^\circ$). W przypadku stali 5Mn (rys. 94) widać, że podobnie jak dla przedstawionych map na rys. 92, tu również nie zidentyfikowano znacznych zmian pomiędzy udziałem granic wąsko- a szerokokątowych. Niewielkie zmiany można zauważyć w zakresie kątów od 0 do 5° , odpowiadającym koncentracji odkształcenia, które najpierw nieznacznie maleją (rys. 94b) a następnie nieznacznie rosną (rys. 94c) w odniesieniu do najmniejszej szybkości odkształcenia (rys. 94a).



Rys. 94. Rozkład kątów dezorientacji krystalicznej stali 5Mn odkształconej z szybkością: a) 250s^{-1} , b) 500s^{-1} , c) 1000s^{-1} .

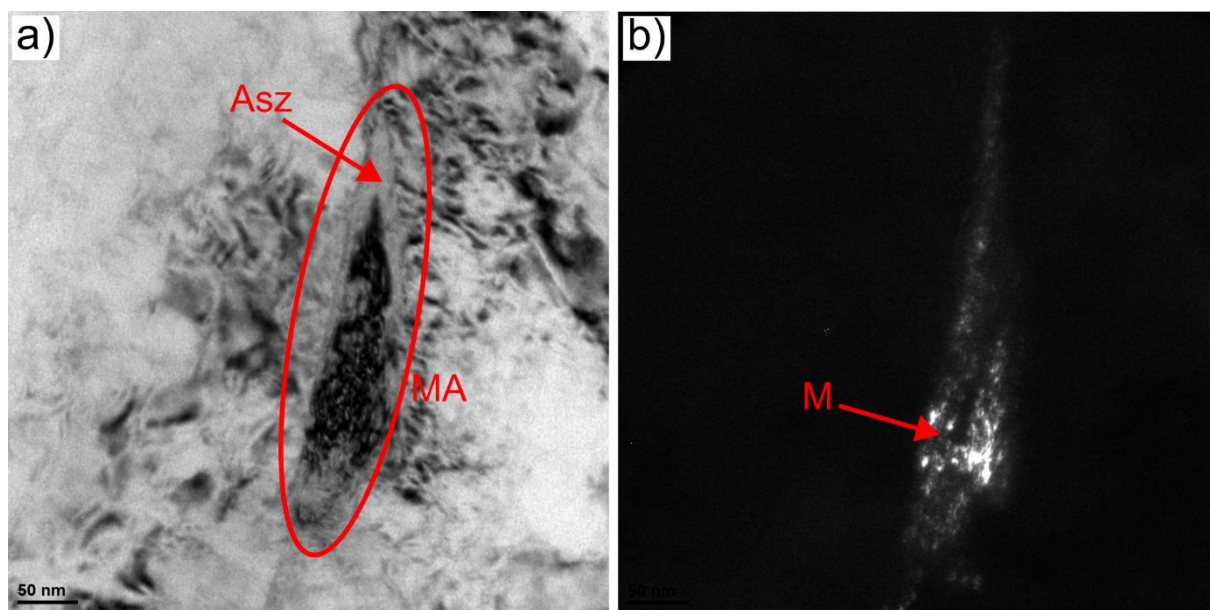
3.4.5. Wyniki transmisyjnej mikroskopii elektronowej

Mikrostruktura stali 3Mn odkształconej z szybkością 250 s^{-1} zarejestrowana w transmisyjnym mikroskopie elektronowym została przedstawiona na rys. 95. Struktura charakteryzuje się morfologią listwową, przy czym dominuje w niej ferryt bainityczny. W strukturze obecne są także filmy nieprzemienionego austenitu szczątkowego (rys. 95b), którego szerokość listew nie przekracza 150 nm. Zostało to potwierdzone przez dyfrakcję przedstawioną na rys. 95d. Jego mała wielkość i udział mogą być powodem braku jego detekcji w metodzie XRD oraz EBSD. Dodatkowo można stwierdzić obecność wysp martenzytyczno-austenitycznych (rys. 96) obecnych w mikrostrukturze stali.



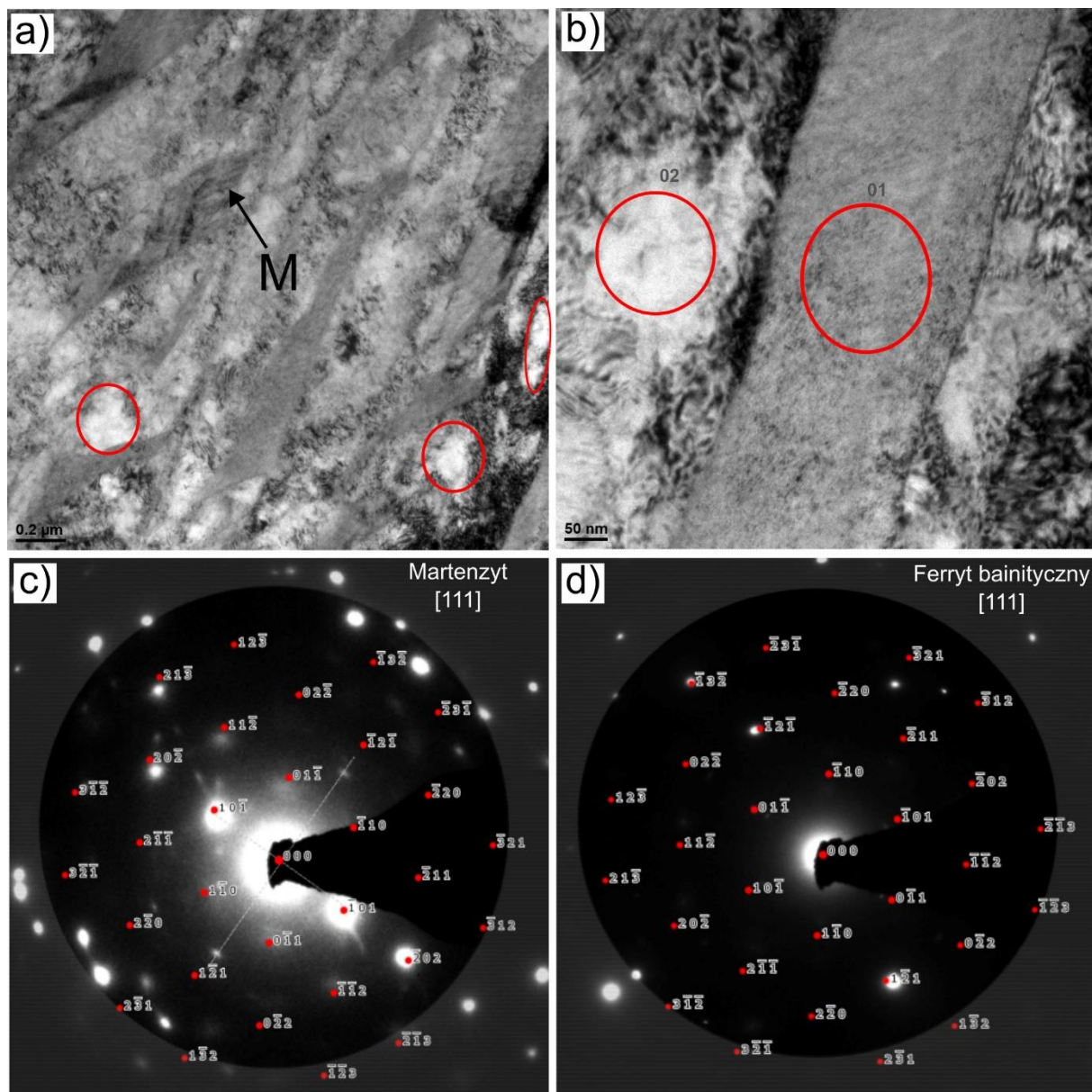
Rys. 95. Mikrostruktura stali 3Mn odkształconej z szybkością 250s^{-1} : a) pole jasne, b) obszar 1 w powiększeniu, c) obszar 2 w powiększeniu, d) dyfrakcja z obszaru zaznaczonego w części b, e) dyfrakcja z obszaru zaznaczonego w części c. A – austenit, F – ferryt bainityczny.

Rysunek 96a przedstawia obraz TEM w polu jasnym, gdzie widać, że na krawędziach ziarna znajduje się austenit szczątkowy, a w jego wnętrzu martenzyt będący efektem dynamicznego odkształcenia. Potwierdza to również pole ciemne przedstawione na rys. 96b. Obecność martenzytu wewnątrz ziarna jest spowodowana niższą stabilnością tej części ziarna, związaną z gradientem stężenia węgla w fazie γ (wewnątrz ziarna jest mniejsze wzbogacenie austenitu w węgiel [107]).



Rys. 96. Wyspa martenzytyczno-austenityczna w stali 3Mn po odkształceniu plastycznym z szybkością 250 s^{-1} : a) pole jasne, b) pole ciemne. M – martenzyt odkształceniowy, MA – wyspa martenzytyczno-austenityczna, Asz – austenit szczątkowy.

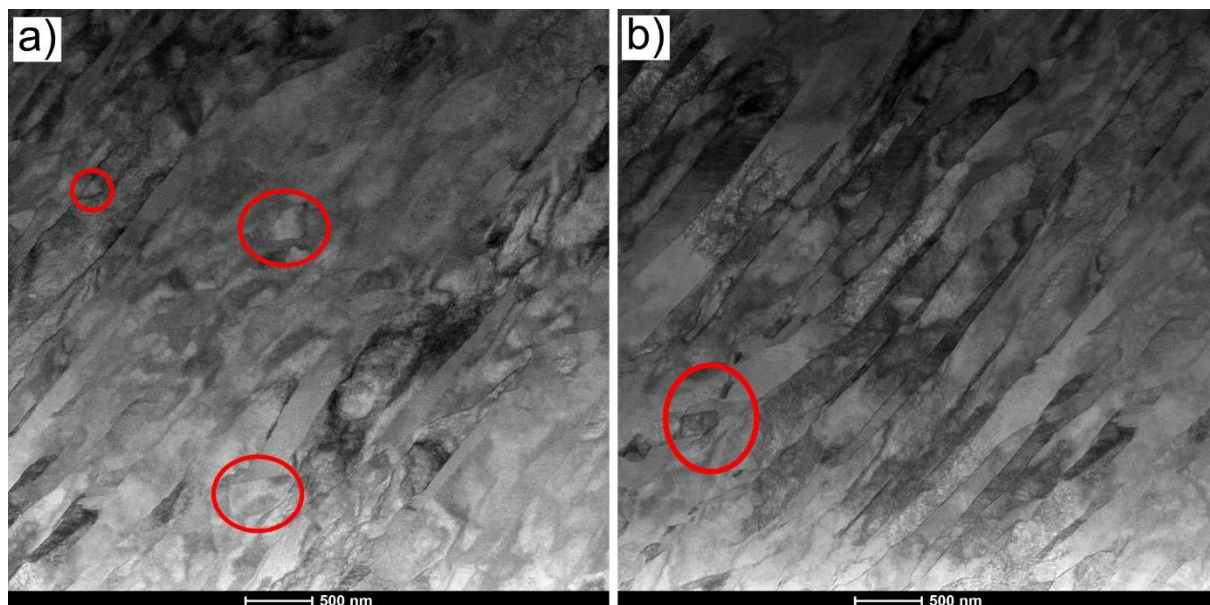
W przypadku odkształcenia z szybkością 1000 s^{-1} (rys. 97) dalej dominuje morfologia listwowa. Zidentyfikowano także obszary o małej gęstości dyslokacji (jasne obszary oznaczone na rys. 97a), które mogą świadczyć o zajściu procesów aktywowanych cieplnie, tj. zdrowienie dynamiczne. Zgodnie z dyfrakcjami wykonanymi w nowopowstałym ziarnie (rys. 97c) oraz listwach osnowy (rys. 97d), nie stwierdzono obecności austenitu szczątkowego w mikrostrukturze stali. Świadczy to o tym, że zastosowana szybkość wygenerowała wystarczająco intensywne odkształcenie, które stymuluje przemianę całości austenitu szczątkowego w martenzyt odkształceniowy.



Rys. 97. Mikrostruktura stali 3Mn odkształconej z szybkością 1000s^{-1} : a) pole jasne, b) pole jasne w dużym powiększeniu, c) dyfrakcja z obszaru 1 na rysunku b, d) dyfrakcja z obszaru 2 na rysunku b.

Na rys. 98 przedstawiono wyniki obserwacji mikrostruktury stali 3Mn w trybie STEM (skaningowo-transmisyjna mikroskopia elektronowa). Na przedstawionych mikrofotografiach można zaobserwować (oznaczone na czerwono) niewielkie, regularne podziarna. Mogą być one wynikiem aktywacji procesów zdrowienia dynamicznego w wyniku intensywnego odkształcenia i towarzyszącej mu wysokiej temperatury. Jednocześnie na rys. 98a widoczny jest brak wyraźnych granic pomiędzy listwami. To również może być powiązane ze kształtowaniem się substruktury dyslokacyjnej, w wyniku której zanikają granice szerokokątowe na rzecz nowopowstających granic wąskokątowych (charakterystycznych dla

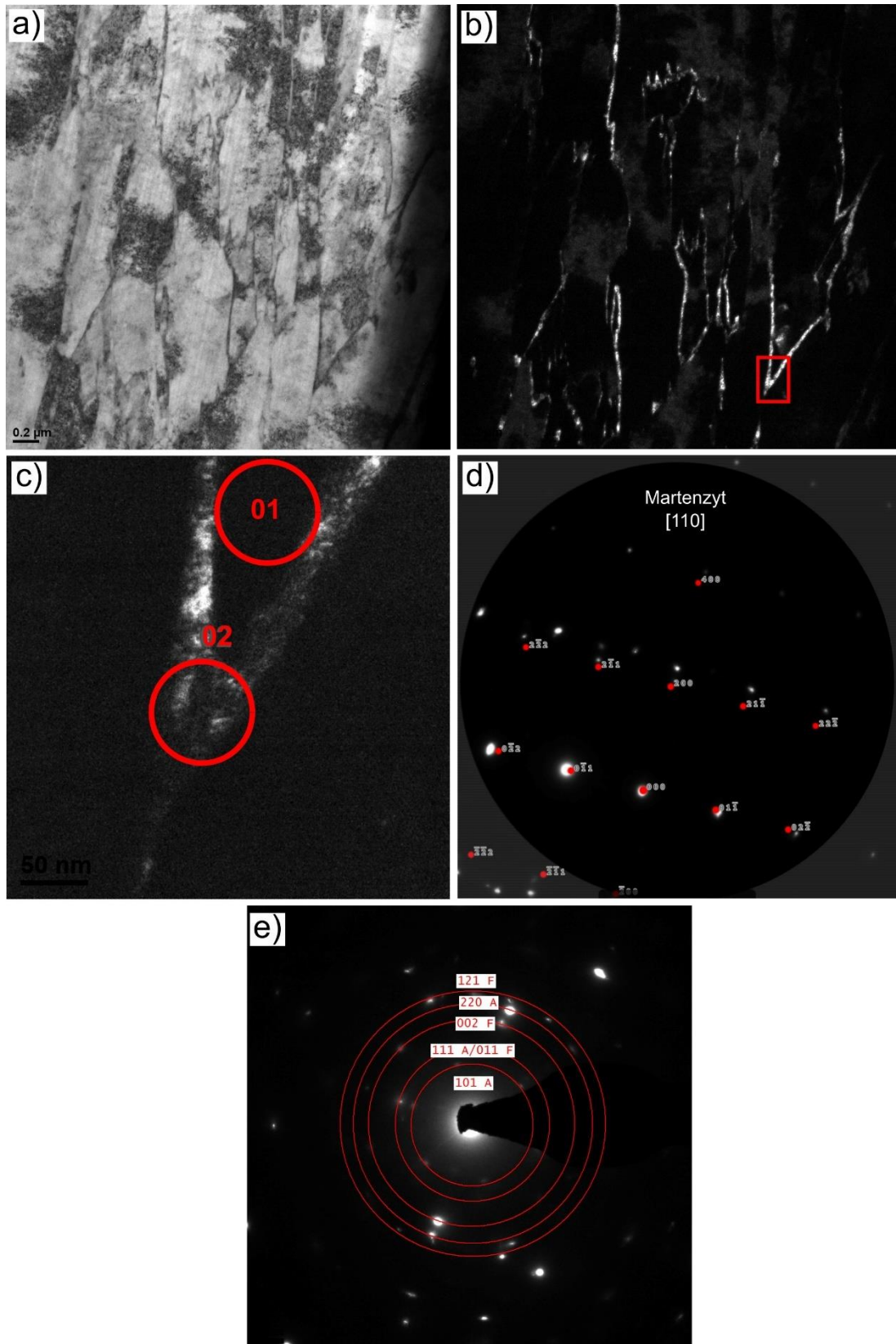
podziarna). Efekt ten jest zgodny z uzyskanymi wynikami EBSD, gdzie zidentyfikowano dużą ilość granic wąskokątowych w stali odkształconej z szybkością 1000 s^{-1} (rys. 91c).



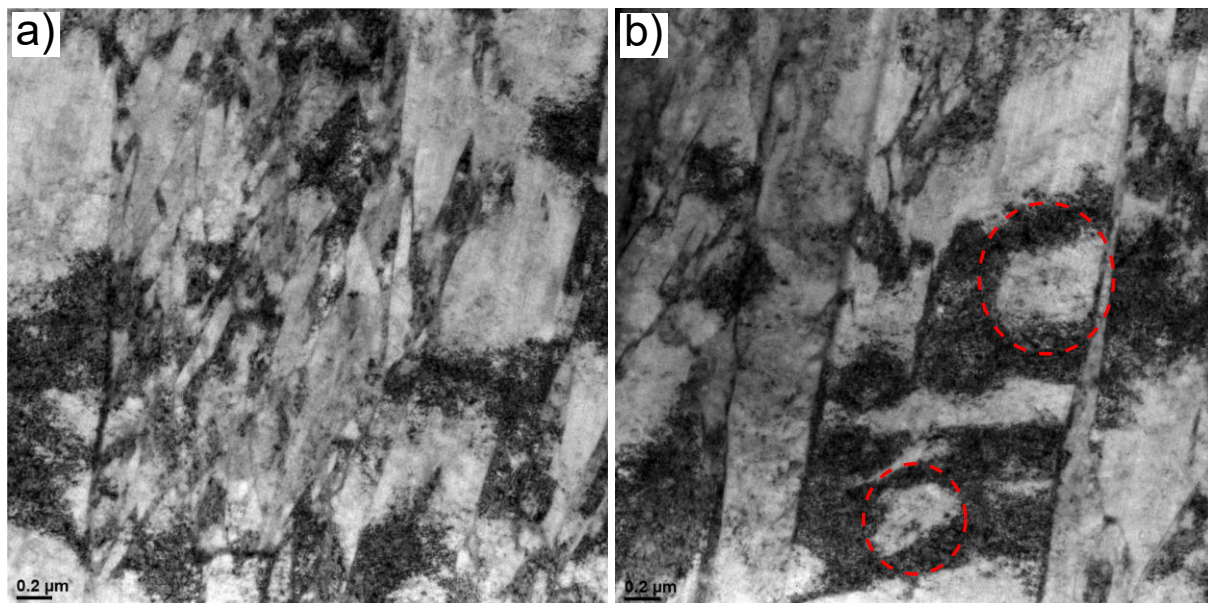
Rys. 98. Obraz STEM mikrostruktury stali 3Mn z zaznaczonymi podziarnami powstałymi w trakcie odkształcenia z szybkością 1000 s^{-1} ; a) obszar charakteryzujący się brakiem widocznych granic ziarna, b) obszar charakteryzujący się obszarami o widocznych listwowych granicach ziarna.

Mikrostrukturę stali 5Mn odkształconą z szybkością 250 s^{-1} przedstawiono na rysunku 99. Podobnie jak w przypadku stali 3Mn, dominuje tutaj morfologia listwowa z pewnym udziałem regularnych ziaren. Oprócz martenzytu odkształceniowego (rys 99a), technika pola ciemnego pozwoliła na zidentyfikowanie filmów austenitu szczątkowego na granicach ziarna fazy α (rys. 99b). Stabilne pozostały jedynie filmy austenitu o grubości poniżej 120 nm, co związane jest z ich większą stabilnością mechaniczną [149].

W strukturze można zaobserwować także obszary, w których listwy martenzytu uległy fragmentacji (rys. 100a). Wnętrze tych listew charakteryzuje się obecnością podstruktury w całym jej obszarze. Dodatkowo w niektórych listwach widać regularne ziarna otoczone obszarami o wysokiej gęstości dyslokacji (rys. 100b). Ziarna te najprawdopodobniej powstały w wyniku oddziaływania dużego odkształcenia i wysokiej temperatury. Obecność obu tych czynników sprzyja zachodzeniu zdrowienia czy rekrytalizacji. Obecność na rys. 100b regularnych ziarna jest najprawdopodobniej spowodowana lokalną rekrytalizacją dynamiczną, mającą miejsce w trakcie odkształcenia.



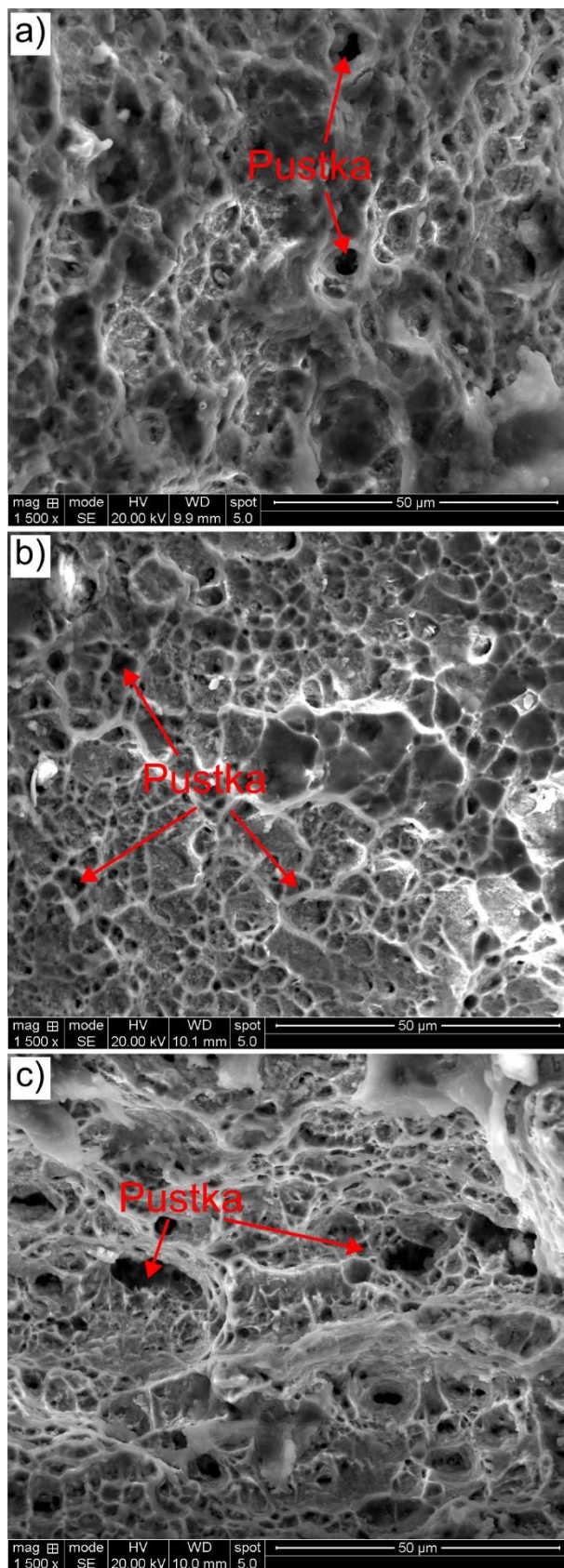
Rys. 99. Mikrostruktura TEM stali 5Mn odkształconej z szybkością 250 s^{-1} : a) pole jasne, b) pole ciemne z refleksu $(220)\gamma$, c) powiększenie miejsca oznaczonego na rysunku b, d) dyfrakcja uzyskana z obszaru 01 na rysunku c, e) dyfrakcja uzyskana z obszaru 02 na rysunku c.



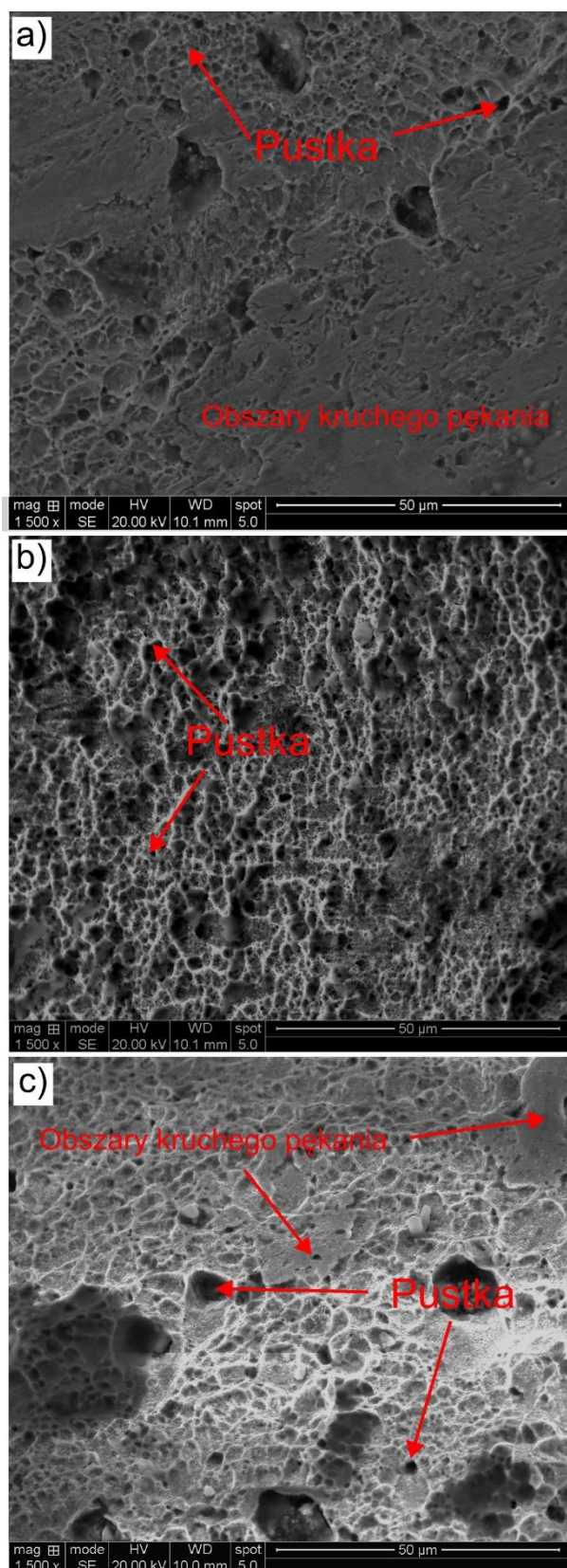
Rys. 100. Mikrostruktura z TEM stali 5Mn odkształconej z szybkością 250s^{-1} : a) fragment listwy ulegającej defragmentacji w wyniku odkształcenia, b) nowe ziarna (oznaczone na czerwono) powstałe w wyniku procesów aktywowanych cieplnie.

3.4.6. Wyniki badań fraktograficznych

W celu oceny mechanizmu dekohezji obu stali w warunkach odkształcenia plastycznego, przeprowadzono analizę fraktograficzną przelomów próbek. Przelomy próbek ze stali 3Mn przedstawiono na rysunku 101. Dla wszystkich przedstawionych wariantów szybkości odkształcenia ujawniono, że przelomy mają charakter ciągliwy. Mechanizm pękania w tym przypadku polega na tworzeniu się i wzroście mikropustek, których wielkość rośnie wraz z postępującym odkształceniem plastycznym, w wyniku ich koalescencji. Wydłużone w kierunku odkształcenia krawędzie pustek świadczą, że ich wzrost był skorelowany z kierunkiem odkształcenia. Powstałe mikropustki były wydłużane w płaszczyźnie równoległej do kierunku odkształcenia, a następnie ulegały dalszemu wzrostowi w wyniku koalescencji okolicznych pustek. Podobny mechanizm dominował w przypadku stali 5Mn (rys. 102), jednak lokalnie widoczne są również obszary gładkie, charakterystyczne dla pękania kruchego: rys. 102a i c. Obecność obszarów kruchych może być spowodowana większym udziałem twardego martenzytu w mikrostrukturze stali, ze względu na podwyższone stężenie manganu. To wyjaśnia niższe wydłużenie całkowite stali 5Mn rejestrowane w trakcie odkształcenia dynamicznego.



Rys. 101. Przełomy próbek ze stali 3Mn po odkształceniu z szybkością: a) 250 s^{-1} , b) 500 s^{-1} , c) 1000 s^{-1} .



Rys. 102. Przełomy próbek ze stali 5Mn po odkształceniu z szybkością: a) 250 s^{-1} , b) 500 s^{-1} , c) 1000 s^{-1} .

4. Omówienie i dyskusja wyników badań

4.1. Czynniki wpływające na stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego

Obecność i ilość austenitu szczątkowego w mikrostrukturze stali determinują uzyskiwane własności mechaniczne w próbach dynamicznego odkształcenia. Austenit ulega przemianie w martenzyt odkształceniowy, co lokalnie umacnia materiał i pozwala na jego dalsze odkształcenie (opóźnienie lokalizacji odkształcenia w próbce). To czy austenit przemieni się w trakcie odkształcenia plastycznego w martenzyt, jest uzależnione od wielu czynników takich jak [186-198]:

- skład chemiczny austenitu szczątkowego,
- morfologia austenitu szczątkowego,
- typ występujących faz obecnych w bezpośrednim sąsiedztwie austenitu szczątkowego,
- wielkość ziarna austenitu.

Czynniki wyżej opisane mają charakter materiałowo-strukturalny i odnoszą się do struktury materiału przed odkształceniem plastycznym. Jednak poza nimi, można również wyróżnić czynniki zewnętrzne, wynikające ze sposobu i warunków przetwórstwa stali. Należą do nich:

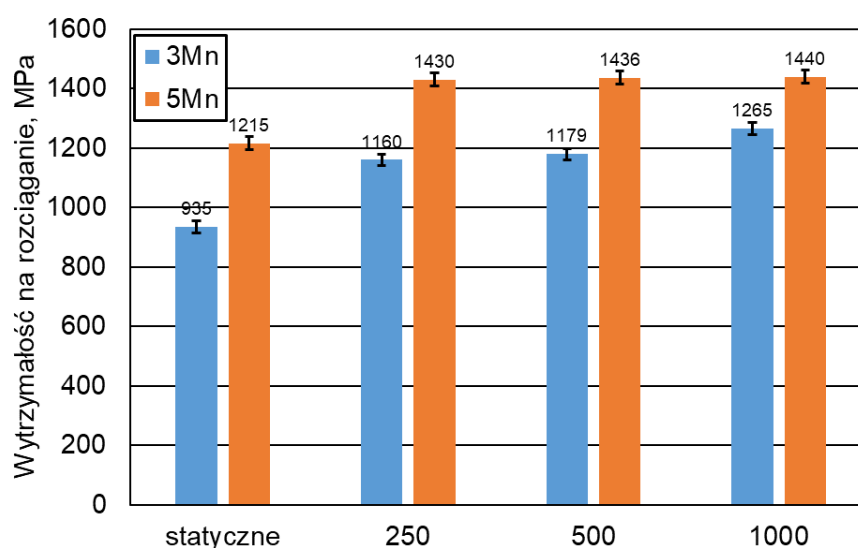
- szybkość odkształcenia plastycznego,
- temperatura odkształcenia plastycznego,
- stan naprężenia w trakcie odkształcenia.

W pracy skupiono się na analizie czynników zewnętrznych, wynikających z procesów przetwórstwa i mających miejsce najczęściej w trakcie kolizji samochodów. Głównym czynnikiem poddanym analizie była szybkość odkształcenia plastycznego. Jednak ze względu na to, że intensywnemu odkształceniowi plastycznemu towarzyszy wzrost temperatury, na ten aspekt również zwrócono uwagę podczas analizy zmian mikrostruktury stali i udziału austenitu szczątkowego. W celu analizy opisanych aspektów badano stale o zróżnicowanym stężeniu manganu, które poddano odkształceniowi rozciągającemu z szybkością wynoszącą 250 s^{-1} , 500 s^{-1} i 1000 s^{-1} .

4.2. Wpływ szybkości odkształcenia na własności mechaniczne stali

Sposób odkształcenia plastycznego ma istotny wpływ na uzyskane własności mechaniczne stali. W wyniku odkształcenia plastycznego w warunkach statycznych uzyskane własności mechaniczne są niższe niż ma to miejsce w warunkach dynamicznych. Efekt ten został przedstawiony na rysunku 103. W przypadku obu stali własności wytrzymałościowe są wyższe w przypadku materiału odkształconego w warunkach dynamicznych. W przypadku stali 3Mn, przy przejściu z odkształcenia statycznego na odkształcenie z szybkością 250 s^{-1} ,

zaobserwowano wzrost wytrzymałości na rozciąganie o ~ 19 %, a dla stali 5Mn wzrost ten wyniósł 17 %. Wang i in. [156] stwierdzili, że wzrost wytrzymałości na rozciąganie przy zastosowaniu odkształcenia dynamicznego może wynikać ze spowolnienia anihilacji dyslokacji oraz zwiększania gęstości przeszkód dla ruchu dyslokacji. Nieco mniejszy wzrost R_m w przypadku stali 5Mn wynika z większej wytrzymałości stali w stanie wyjściowym. Do podobnych wniosków doszli Fan i in. [157] oraz Alabi i in. [158], którzy stwierdzili, że wzrost wytrzymałości jest zależny od gęstości dyslokacji w materiale przed odkształceniem. Im większą gęstością dyslokacji charakteryzuje się materiał przed odkształceniem, tym mniejszy rejestrowany jest wzrost własności wytrzymałościowych podczas odkształcenia. W przypadku stali 5Mn, gdzie w osnowie znajduje się duża ilość twardego martenzytu (o dużej gęstości dyslokacji), zarejestrowany wzrost wytrzymałości był mniejszy niż w przypadku stali 3Mn.

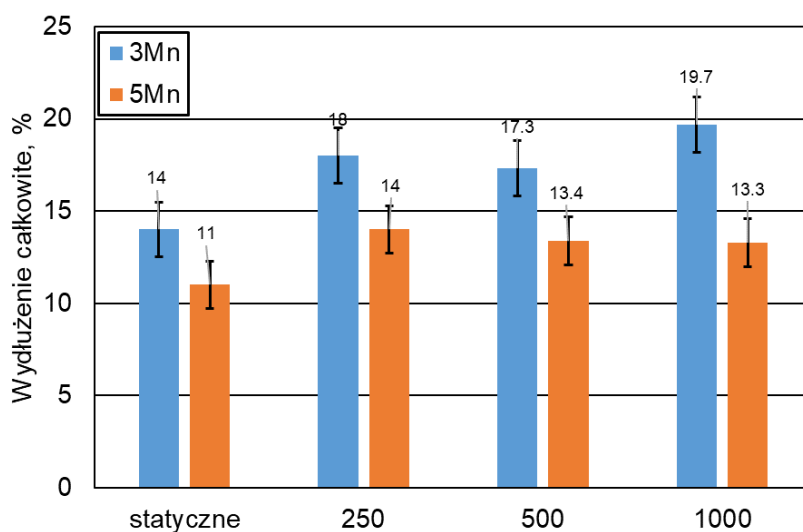


Rys. 103. Wytrzymałość na rozciąganie stali 3Mn i 5Mn w funkcji szybkości odkształcenia.

Wraz ze zwiększeniem szybkości odkształcenia z 250 do 1000 s^{-1} w przypadku stali 3Mn zarejestrowano niewielki wzrost wytrzymałości na rozciąganie, wynoszący ok. 8 %. W przypadku stali 5Mn wzrost wytrzymałości na rozciąganie wyniósł ~ 1%. Wzrost w przypadku stali 3Mn jest zgodny z dostępną literaturą, z której wynika, że zwiększenie szybkości odkształcenia powoduje wzrost wytrzymałości stali [55, 130 150-152], także w przypadku stali średniomanganowych [155-156]. Znaczenie ma również zakres stosowanych szybkości odkształcenia. W niektórych pracach [149, 154-155] zaobserwowano, że własności wytrzymałościowe rosną po przekroczeniu pewnej wartości szybkości odkształcenia. Yang i in. [154] zaobserwowali spadek własności wytrzymałościowych podczas rozciągania stopu aluminium do momentu przekroczenia szybkości odkształcenia 400 s^{-1} . Podobny efekt w stali średniomanganowej zaobserwował Sevsek i in. [155]. W tym przypadku własności

wytrzymałościowe zaczęły wzrastać po przekroczeniu 11 s^{-1} . Z drugiej strony, trend ten jest zazwyczaj obserwowany do pewnej szybkości odkształcenia. Dobrzański i in. [160] stwierdzili, że po przekroczeniu pewnej szybkości odkształcenia stali wysokomanganowych, dalsze jej zwiększanie nie ma istotnego wpływu na wzrost własności wytrzymałościowych. Podobne wyniki dla stali wykazujących efekt TRIP o podwyższonej zawartości aluminium i krzemu zostały przedstawione w pracy Van Slycken i in. [119], którzy odkształcali stale typu CMnAl i CMnSi z szybkością w przedziale ~ 500 do 2000 s^{-1} . Uzyskane w niniejszej pracy wyniki pokrywają się z tym przedstawionymi w literaturze. Początkowo przy przejściu z zakresu statycznego do dynamicznego rejestrowano wyraźny wzrost wytrzymałości na rozciąganie, podczas gdy w zakresie zastosowanych szybkości dynamicznych, wytrzymałość na rozciąganie nie zmienia się (stal 5Mn) lub zmienia się w bardzo niewielkim zakresie (stal 3Mn).

W przypadku własności plastycznych charakter zmian nie jest tak jednoznaczny, gdyż brak jest widocznego trendu w funkcji szybkości odkształcenia. Zmianę wydłużenia całkowitego w odniesieniu do warunków statycznych i dynamicznych przedstawiono na rysunku 104. Podobnie jak w przypadku własności wytrzymałościowych, przejście z warunków statycznych do dynamicznych spowodowało wzrost wydłużenia całkowitego w przypadku obu stali. Wzrost ten wyniósł 17 i 15 %, kolejno dla stali 3Mn i 5Mn. Jednak wraz ze wzrostem szybkości dynamicznego odkształcenia, wydłużenia całkowite najpierw nieznacznie spadło dla obu stali, a następnie dla największej szybkości odkształcenia wzrosło w przypadku stali 3Mn oraz nie uległo zmianie w stali 5Mn. Stal 5Mn w całym zakresie szybkości odkształcenia wykazuje mniejsze wydłużenie całkowite niż stal 3Mn, co jest związane z większym udziałem martenzytu w jej strukturze.



Rys. 104. Wydłużenie całkowite stali 3Mn i 5Mn w funkcji szybkości odkształcenia.

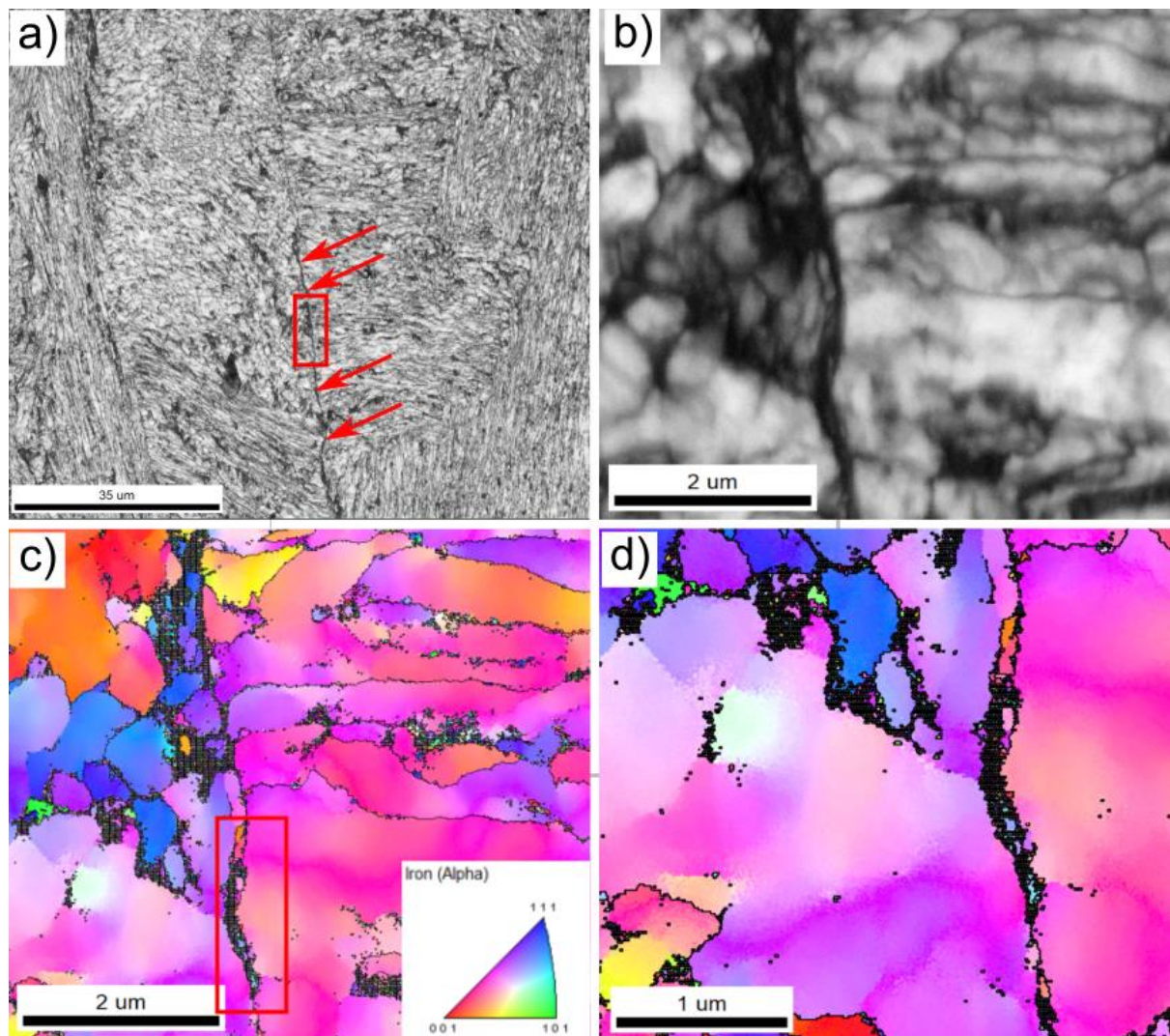
Obecnie nie ma jednoznacznego wytłumaczenia odnoszącego się do zmiany własności plastycznych stali zawierających austenit szczątkowy poddanych odkształceniu dynamicznemu. Z jednej strony jest to związane z intensywnym odkształceniem austenitu szczątkowego (co intensyfikuje jego przemianę w martenzyt), a z drugiej strony generowana jest podwyższona temperatura, hamująca postęp przemiany. Van Slycken i in. [119] wykazali, że zastosowanie dużych szybkości odkształcenia (od 500 do 1700 s⁻¹) pozwoliło na uzyskanie dwukrotnie większego wydłużenia w porównaniu do warunków statycznych dla stali TRIP typu CMnAl i CMnSi. Jednocześnie dalsze jej zwiększanie do 2000 s⁻¹ nie powodowało dalszego wzrostu wydłużenia. Podobne wyniki uzyskali Rong i in. [163] dla stali TRIP typu CMnSi. Stwierdzili oni, że wzrost wydłużenia jest związany ze wzrostem temperatury, która z kolei zwiększa stabilność austenitu szczątkowego poprzez zwiększenie jego energii błędu ułożenia. Powoduje to przesunięcie występowania efektu TRIP z niskich do wysokich wartości odkształceń, mających miejsce przy tworzeniu się szyjki. To z kolei opóźnia dekohezję materiału i pozwala na uzyskanie większego wydłużenia. Taka sytuacja występuje dla badanej stali 3Mn o większej zawartości austenitu szczątkowego, która wykazuje największe wydłużenie dla największej zastosowanej szybkości odkształcenia. Z kolei w przypadku stali 5Mn, o mniejszej zawartości austenitu, efekt ten nie występuje. Może być to spowodowane brakiem dostępnego austenitu, który mógłby się przemienić w martenzyt i opóźnić dekohezję. Jednak część prac [164-166] dotyczących stali średniomanganowych zawierających ~12 % Mn pokazuje, że wydłużenie całkowite może maleć przy zastosowaniu dużych szybkości odkształcenia. Ma to związek z rosnącą stabilnością austenitu szczątkowego w wyniku wzrostu temperatury podczas odkształcenia plastycznego. Zgodnie z literaturą temperatura materiału w czasie odkształcenia dynamicznego może wzrosnąć o około 100 °C [55, 164, 202]. Wzrost ten hamuje przebieg efektu TRIP, co finalnie negatywnie wpływa na uzyskiwane wydłużenie. Z kolei w pracy He i in. [167], gdzie badano stale zawierające 3,5 i 10% manganu zaobserwowano, że dla szybkości odkształcenia do 450s⁻¹ wydłużenie maleje. Dopiero zastosowanie szybkości odkształcenia rzędu 1200s⁻¹ spowodowało wzrost wydłużenia w przypadku obu stali.

Jak widać w przypadku stali zawierających austenit szczątkowy, nie ma jednolitego trendu dotyczącego zmiany własności plastycznych. Wynika to nie tylko z różnej ilości i stabilności mechanicznej austenitu szczątkowego w mikrostrukturze, ale również z różnych zakresów stosowanych szybkości odkształcenia oraz różnych wartości temperatury generowanych podczas odkształcenia dynamicznego. Gwałtowne odkształcenie plastyczne z jednej strony sprzyja przemianie austenitu szczątkowego w martenzyt; z drugiej strony obecność wysokiej temperatury powoduje wzrost jego stabilności. Wzrost stabilności może pozwolić na przesunięcie przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt do większych

odkształceń, co zwiększa wydłużenie całkowite. Jednak, zbyt duża stabilność fazy γ spowodowana wzrostem temperatury może ograniczyć przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego i doprowadzić do zaniżenia własności plastycznych. W pracy [203] analizowano wpływ temperatury odkształcenia na efekt TRIP w stali o zawartości 7% Mn. Zgodnie z przedstawionymi wynikami, im wyższa temperatura odkształcenia, tym niższe uzyskano wydłużenie całkowite oraz wykładnik umocnienia. Było to związane ze wzrostem stabilności austenitu szczątkowego. Gdy temperatura odkształcenia wynosiła $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, udział austenitu po odkształceniu zmalał z początkowych 40% do 2%. Natomiast gdy odkształcenie odbywało się w $115\text{ }^{\circ}\text{C}$, udział austenitu po odkształceniu wyniósł 30%. Dodatkowo w trakcie oddziaływania intensywnego odkształcenia oraz wzrostu temperatury, w mikrostrukturze stali mogą zadziałać aktywowane cieplnie mechanizmy usuwania umocnienia odkształceniowego, tj. zdrowienie i rekrytalizacja dynamiczna. Obecność tych mechanizmów zwiększa złożoność efektów mających wpływ na finalne własności i mikrostrukturę stali wielofazowych z austenitem szczątkowym.

4.3. Wpływ szybkości odkształcenia na ewolucję mikrostruktury stali

Ewolucja mikrostruktury stali w funkcji szybkości odkształcenia zależy od składu fazowego stali przed odkształceniem, intensywności odkształcenia oraz wygenerowanej temperatury. Zgodnie z rysunkami 80-84 widać, że mikrostruktura w przypadku obu badanych stali i wariantów szybkości odkształcenia jest podobna i nie wykazuje znacznych różnic. Jednak w przypadku obu stali w mikrostrukturze występuje martenzyt, którego morfologia może wskazywać na przebieg częściowego odpuszczania, co z kolei świadczy o znacznym wzroście temperatury w czasie odkształcenia. Widać również, że zgodnie z obserwacjami przy użyciu mikroskopu świetlnego, w mikrostrukturze stali nie występują adiabatyczne pasma ścinania, które są częstym efektem występującym w materiałach poddanych odkształceniu dynamicznemu [57, 59]. Efekt ten przeważnie występuje w materiałach charakteryzujących się ultrawysoką wytrzymałością, tj. stale nanobainityczne czy martenzytyczne. Jednak w przypadku stali 3Mn odkształconej z szybkością 500 s^{-1} , podczas obserwacji w dużym powiększeniu zaobserwowano lokalnie mikropasma charakteryzujące się dużym stopniem odkształcenia (rys. 105). Pasma to jest podobne do adiabatycznych pasm ścinania; zwłaszcza, że w jego wnętrzu i wzdłuż jego osi możliwe jest zaobserwowanie drobnych ziarn, które powstały w wyniku rekrytalizacji dynamicznej (rys. 105d) [172, 180].

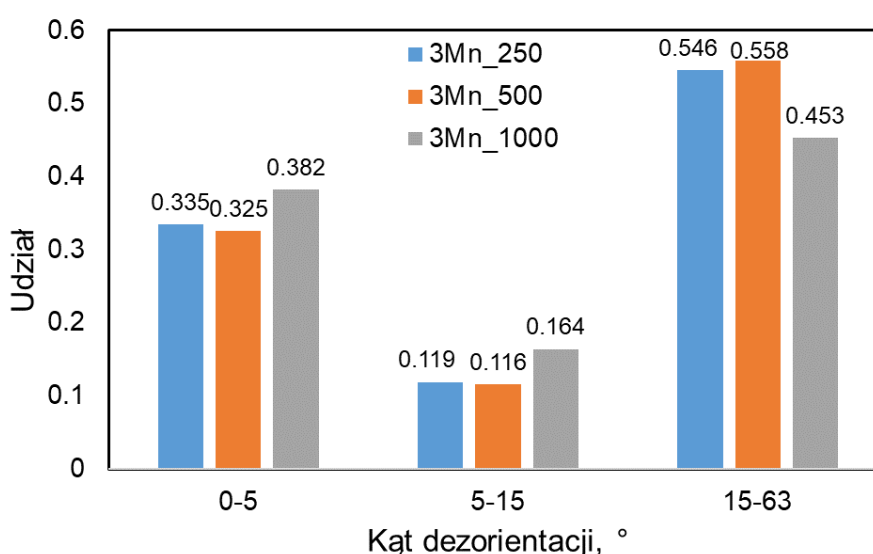


Rys. 105. Wyniki analizy EBSD dla stali 3Mn odkształconej z szybkością 500s^{-1} : a) mapa IQ, b) powiększony fragment mapy IQ, c) mapa IPF odpowiadająca fragmentowi przedstawionemu na rysunku b, d) powiększony obraz mapy IPF z rysunku c.

Mataya i in. [181] zaobserwowali takie efekty podczas dynamicznego odkształcenia stali austenitycznej odpornej na korozję. Wewnątrz powstałych pasm ścinania zidentyfikowali oni drobną strukturę powstałą w wyniku rekrytalizacji dynamicznej. Podobny efekt został przedstawiony w pracy [182], dotyczącej dynamicznego odkształcenia miedzi. Natomiast w pracy Guduru i in. [175] pokazano rozkład temperatury podczas tworzenia się adiabatywnych pasm ścinania w stali martenzytycznej, przy czym najwyższa temperatura występuje w ich środku (może osiągnąć ok. $600\text{ }^{\circ}\text{C}$) i maleje wraz z odległością od osi pasma. Ten efekt może być przyczyną powstawania drobnej mikrostruktury w paśmie ścinania w wyniku rekrytalizacji dynamicznej. Przedstawiony na rysunku 105 efekt zidentyfikowano wyłącznie dla opisywanej próbki w mikroskali. Świadczy to o tym, że dla analizowanych stali powstawanie adiabatywnych pasm ścinania jest mocno ograniczone, co najprawdopodobniej

wynika z ich relatywnie niższej wytrzymałości w porównaniu do stali martenzytycznych czy nanobainitycznych.

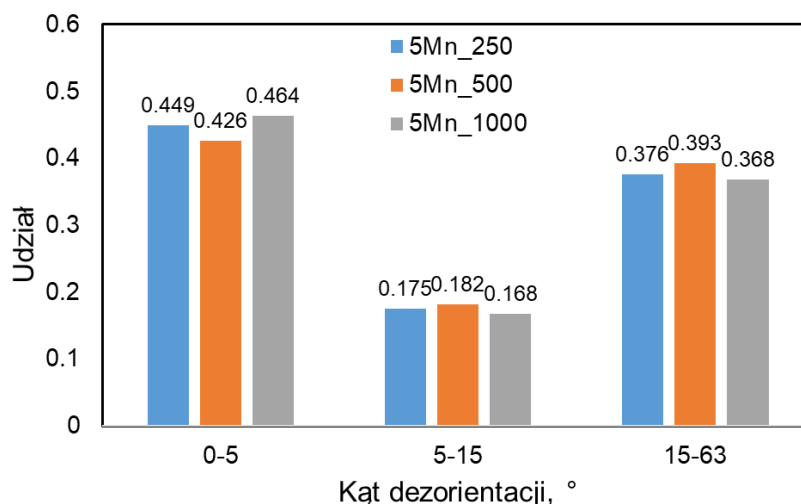
Innym efektem związanym ze wzrostem temperatury jest zmiana udziału kątów dezorientacji krystalograficznej granic ziarna, które można skorelować z zachodzeniem procesów zdrowienia czy rekrytalizacji dynamicznej [204-205]. Rysunek 106 przedstawia zmianę udziału kątów dezorientacji w zależności od szybkości odkształcenia dla stali 3Mn. Kąty w zakresie $0\div 5^\circ$ reprezentują pośrednio koncentrację odkształcenia, $5\div 15^\circ$ granice wąskokątowe, a $15\div 63^\circ$ granice szerokokątowe. Zgodnie z pracą [205] granice w zakresie $5\div 15^\circ$ są charakterystyczne dla procesów zdrowienia, a powyżej 15° dla rekrytalizacji.



Rys. 106. Rozkład kątów dezorientacji w funkcji szybkości odkształcenia dla stali 3Mn.

Zgodnie z danymi przedstawionymi na rysunku 106, brak jest różnicy pomiędzy próbkami odkształconymi z szybkościami 250 i 500 s⁻¹. Podniesienie szybkości odkształcenia do 1000 s⁻¹ spowodowało wzrost intensywności odkształcenia, co przejawia się zwiększeniem udziału kątów w zakresie $0\div 5^\circ$ oraz udziału granic wąskokątowych, kosztem granic szerokokątowych ($15\div 63^\circ$). Świadczy to o zwiększonym udziale podziarn w mikrostrukturze stali, powstałym w wyniku zdrowienia dynamicznego. Jest to spójne z wynikami analizy EBSD (mapy IQ, IPF oraz Kernel) dla stali 3Mn (rys. 87 i 91). Jednocześnie widać, że w mikrostrukturze stali dominują granice szerokokątowe dla każdego wariantu odkształcenia.

W porównaniu do stali o mniejszej zawartości manganu, stal 5Mn wykazuje znacznie większy poziom kątów dezorientacji odpowiadających koncentracji odkształcenia (rys. 107). Jednocześnie wykazuje ona zmniejszony udział granic szerokokątowych oraz nieco wyższy poziom granic wąskokątowych.

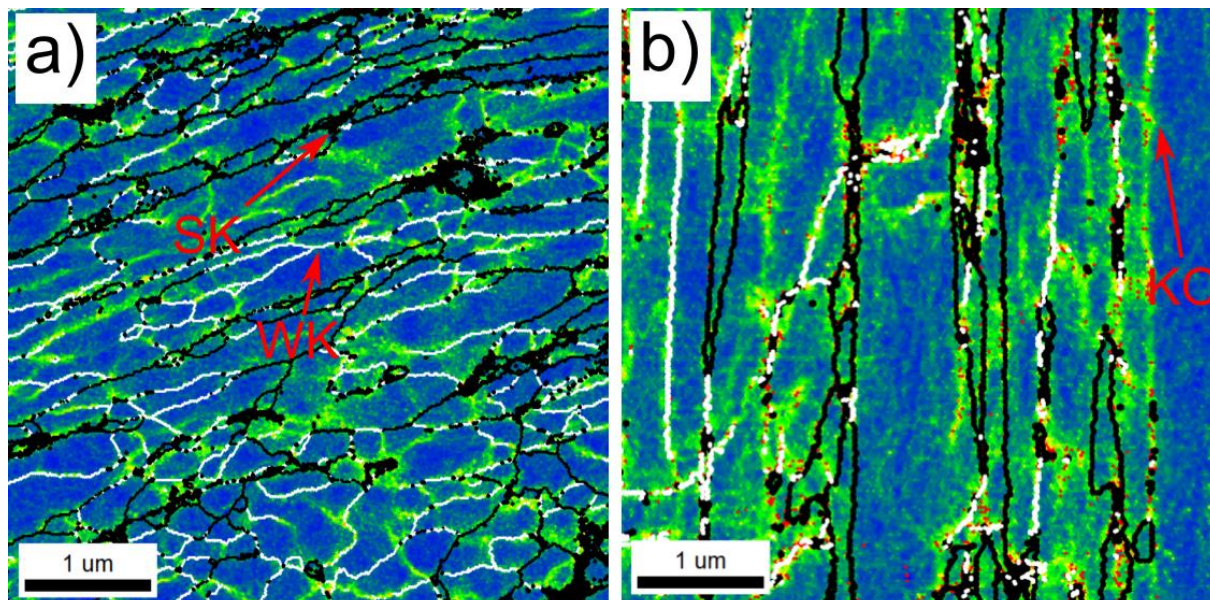


Rys. 107. Rozkład kątów dezorientacji w funkcji szybkości odkształcenia dla stali 5Mn.

Większy udział granic w zakresie $0\div 5^\circ$ jest wynikiem wyższej wytrzymałości stali 5Mn, co przekłada się na ilość energii wprowadzonej do materiału. Z uzyskanych wyników widać, że mikrostruktura stali 5Mn po odkształceniu dynamicznym zdominowana jest przez kąty dezorientacji w zakresie $0\div 5^\circ$. Jednak w porównaniu do stali 3Mn wykazuje ona znacznie niższy poziom granic szerokokątowych. To z kolei wynika z różnicy wielkości ziarna osnowy obu stali. Zgodnie z rysunkami 83 i 88 widać, że stal 5Mn wykazuje większe ziarno w porównaniu do stali 3Mn. Większe ziarno zmniejsza sumaryczny udział granic ziarn w mikrostrukturze (w tym przypadku szerokokątowych). Mimo widocznie mniejszego udziału granic szerokokątowych, dominują one w mikrostrukturze stali podobnie jak koncentracja odkształcenia (kąty dezorientacji mniejsze od 5° na rys. 92).

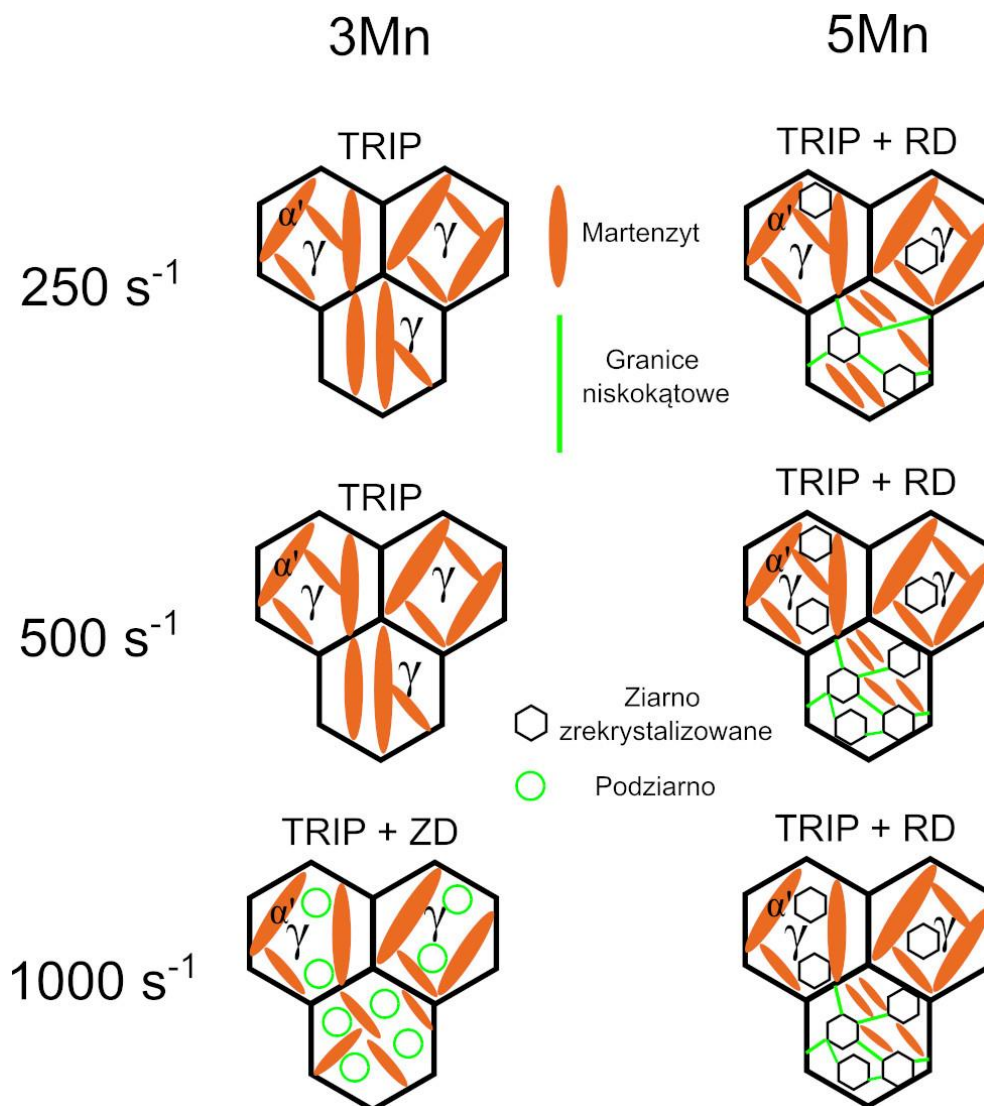
Rozkład tych granic dla obu stali odkształconych z szybkością 1000 s^{-1} przedstawiono na rysunku 108. Rysunek ten przedstawia wyniki analizy EBSD w postaci map Kernel z nałożonymi granicami wąskokątowymi (linie białe) oraz szerokokątowymi (linie czarne). W przypadku obu stali widać, że granice wąskokątowe przebiegają wzdłuż linii koncentracji odkształcenia. Miejsca te charakteryzują się wysokim poziomem dyslokacji (zdefektowania), które w wyniku oddziaływania temperatury ulegają anihilacji i grupowaniu (zdrowienie), finalnie tworząc podstrukturę. Efekt ten dominuje w stali 3Mn, podczas gdy w stali 5Mn widoczne są drobne ziarna, charakteryzujące się granicami szerokokątowymi. Dominacja tego efektu cieplnego wynika z większej zawartości manganu w stali 5Mn. Zgodnie z wynikami pracy [206] dotyczącymi przebiegu rekrytalizacji w stali zawierającej 3 i 5 % manganu, zwiększona ilość manganu przyspiesza przebieg rekrytalizacji. Jednak w początkowym etapie (do około 1s), stopień zaniku umocnienia w stali 3Mn jest większy, co wynika z intensywnego przebiegu zdrowienia w stali 3Mn. To może być przyczyną dużego udziału granic wąskokątowych w przypadku stali 3Mn, biorąc pod uwagę znikomy czas odkształcenia

dynamicznego (kilka milisekund). Na rysunku 108b widać, że granice szerokokątowe tworzą się wzdłuż granic wąskokątowych. W przypadku stali 3Mn granice wąskokątowe tworzą regularne ziarna, podczas gdy w stali 5Mn są one wydłużone.



Rys. 108. Mapy Kernel z nałożonymi granicami wąskokątowymi (linie białe) i szerokokątowymi (linie czarne) dla stali: a) 3Mn_1000s⁻¹, b) 5Mn_1000s⁻¹; KO – koncentracja odkształcenia, WK – granice wąskokątowe, SK – granice szerokokątowe.

Z rysunku 108 wynika, że w przypadku stali 5Mn wewnątrz już istniejącego ziarna, tworzą się drobne ziarna regularne oraz listwowe, charakteryzujące się granicami szerokokątowymi. Oznacza to, że lokalnie mogło dojść do rekrytalizacji struktury. Podobny efekt zaobserwowano przy zastosowaniu transmisyjnego mikroskopu elektronowego (rys. 100a), gdzie widoczna jest listwa we wnętrzu której utworzyło się wiele drobnych, nieregularnych ziaren. Rysunek 109 przedstawia schematyczne podsumowanie omówionych powyżej mechanizmów umocnienia, występujących w obu stalach w funkcji szybkości odkształcenia dynamicznego.

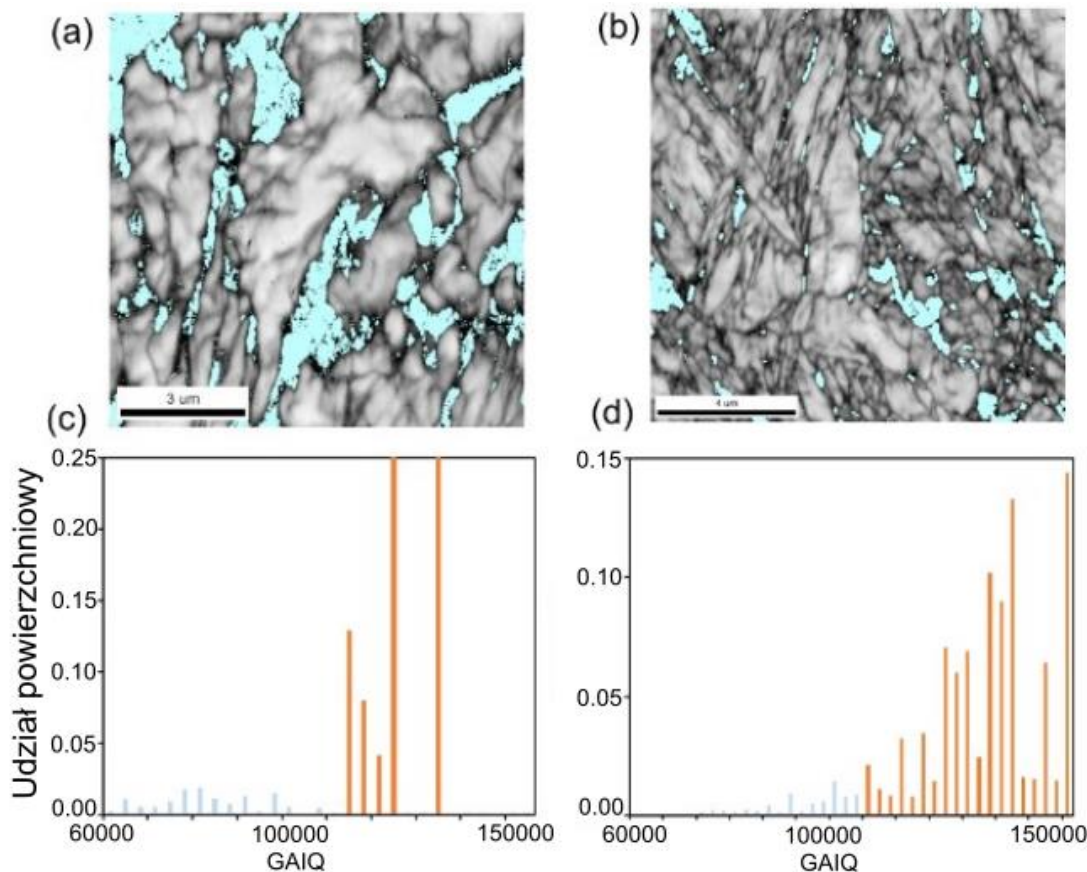


Rys. 109. Schematyczne przedstawienie interakcji pomiędzy efektem TRIP a mechanizmami aktywowanymi cieplnie w obu stalach w funkcji szybkości odkształcenia.

4.4. Wpływ szybkości odkształcenia na postęp przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego

Zgodnie z przedstawionymi w poprzednich rozdziałach wynikami badań rentgenowskich (rysunek 85 i 86) wynika, że indukowanej odkształceniem przemianie martenzytycznej uległ prawie cały austenit szczątkowy znajdujący się w mikrostrukturze obu stali. Udział martenzytu o dużej gęstości dyslokacji (niskim indeksie jakości obrazu IQ), został oszacowany przy użyciu map jakości obrazu oraz wykresów średniej jakości obrazu ziarna (GAIQ – grain average image quality). Analiza ta została przedstawiona na rysunku 110. W pierwszej kolejności przy pomocy wykresów i map IQ zdefiniowano obszary martenzytyczne o niskiej wartości uśrednionej jakości obrazu. Następnie zsumowano udziały powierzchniowe oznaczone na wykresie. W przypadku stali 3Mn_{250 s⁻¹} ilość martenzytu o dużej gęstości

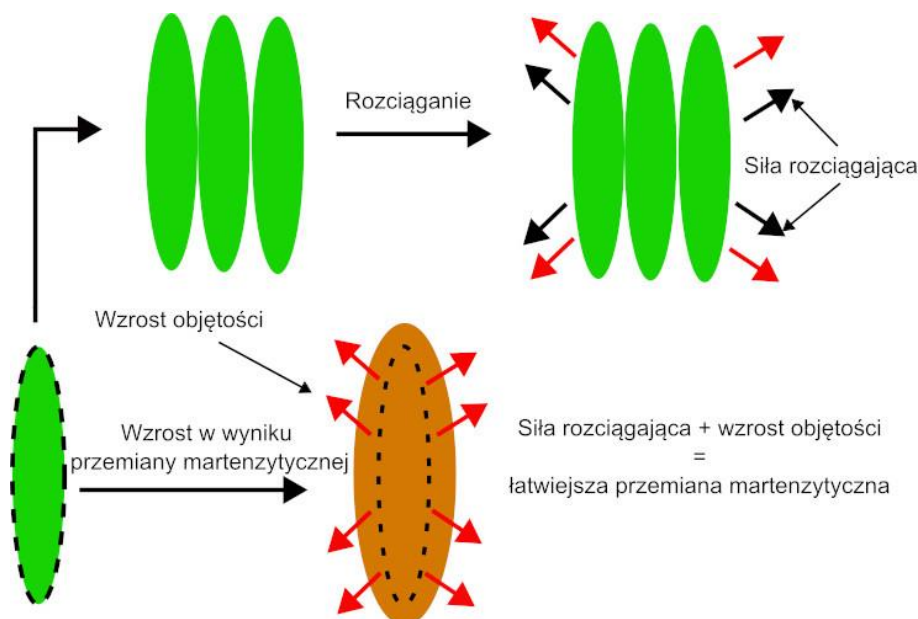
dyslokacji została oszacowana na poziomie $\sim 14\%$, natomiast dla stali 5Mn_250 s⁻¹ na poziomie $\sim 7\%$. Wyniki te zbliżone są do wartości austenitu szczątkowego przed odkształceniem plastycznym (w stanie wyjściowym). Analizując zaznaczone na niebiesko obszary, widać, że martenzyt ten w obu przypadkach charakteryzuje się głównie morfologią blokową oraz rzadziej listwową.



Rys. 110. Udział martenzytu o wysokiej gęstości dyslokacji dla stali 3Mn_250 s⁻¹ oraz 5Mn_250 s⁻¹: a) mapa IQ stali 3Mn, b) mapa IQ stali 5Mn, c) rozkład średniej jakości obrazu ziarna dla stali 3Mn, d) rozkład średniej jakości obrazu ziarna dla stali 5Mn.

Widać, że mimo wzrostu temperatury materiału związanej z grzaniem adiabatycznym w wyniku odkształcenia dynamicznego, austenit szczątkowy uległ przemianie w martenzyt. Świadczy to o tym, że sposób odkształcenia jak i wartość uzyskanej siły, były na tyle duże, że mimo czynnika stabilizującego w postaci wzrostu temperatury, uległ on przemianie martenzytycznej. Należy pamiętać, że podczas przemiany austenitu w martenzyt zachodzi wzrost objętości. W związku z tym przestrzeń wokół austenitu musi pozwolić na ten wzrost, przez odkształcenie sąsiadujących faz o mniejszej twardości. Kim i in. [60] badali zależność pomiędzy sposobem odkształcenia a przebiegiem przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego. Wyniki badań pokazują, że austenit szczątkowy przemienia się najłatwiej gdy poddawany jest rozciąganiu, natomiast przy ściskaniu tendencja do przemiany była

najmniejsza. To wyjaśnia dlaczego mimo wzrostu temperatury podczas odkształcenia austenit uległ przemianie. Podczas rozciągania objętość materiału rośnie, co z kolei zapewnia „wolną” przestrzeń dla powstającego martenzytu, intensyfikując tym samym jego przemianę w martenzyt. Schemat tego zjawiska przedstawiono na rysunku 111. Jednocześnie w pracy [187] stwierdzono, że wzrost szybkości odkształcenia sprzyja też wzrostowi ilości miejsc zarodkowania martenzytu w postaci pasm odkształcenia.



Rys. 111. Schemat przedstawiający wpływ rozciągania na przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego.

Badania z zastosowaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej ujawniły obecność niewielkiej ilości austenitu o wielkości nanometrycznej (rys. 95 i 96). Obecność śladów austenitu szczątkowego związana jest ze wzrostem jego stabilności wraz ze zmniejszeniem jego wielkości oraz ciśnieniem hydrostatycznym wywieranym przez powstający martenzyt. W pracy Zhang i in. [207] analizie poddano wpływ wielkości austenitu szczątkowego na przebieg przemiany martenzytycznej podczas odkształcania stali typu 7Mn. Stwierdzili oni, że wraz ze wzrostem wielkości ziarna austenitu jego stabilność maleje. Austenit o wielkości ziarna $0,3 \mu\text{m}$ uległ przemianie w martenzyt w 40 %, podczas gdy wraz ze wzrostem jego wielkości do ok. $0,7 \mu\text{m}$, przemienił on się praktycznie w całości. Dodatkowo austenit ten znajduje się pomiędzy twardymi fazami, które ograniczają wzrost objętości, spowodowany przemianą martenzytyczną (rys. 112). Jacques i in. [208] stwierdzili, że stabilność mechaniczna austenitu szczątkowego zależy od otaczających go faz i ich wytrzymałości. Stwierdzili oni, że w stali zawierającej podwyższone stężenie krzemu, ferryt i bainit wykazywały wyższą granicę plastyczności, niż w przypadku stali o mniejszej zawartości krzemu. Jednocześnie zauważyli, że dla stali o wyższej

Praca doktorska: „Wpływ szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną w stalach ...”
mgr inż. Mateusz Morawiec

zawartości krzemu tendencja austenitu do przemiany jest mniejsza. Jest to spowodowane wzrostem energii potrzebnej do odkształcenia osnowy w trakcie przemiany martenzytycznej. Konkludując, niewielki wymiar austenitu szczątkowego oraz sąsiedztwo twardych faz ograniczają jego przemianę. W badanych stalach udział pozostałego austenitu jest jednak jedynie śladowy.



Rys. 112. Schemat oddziaływania osnowy z austenitem szczątkowym w trakcie ściskania.

5. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań oraz analiz możliwe było zweryfikowanie postawionej tezy rozprawy doktorskiej. Teza pracy została udowodniona ponieważ dowiedziono, że zwiększenie szybkości odkształcenia w zakresie od 250 do 1000 s⁻¹ ma wpływ na przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego jak i wzrost własności mechanicznych wielofazowych stali średniomanganowych, determinowane przez mechanizmy umocnienia i stężenie manganu. Ze względu na interakcję i złożony przebieg procesów aktywowanych cieplnie oraz mechanizmów umocnienia, wpływ odkształcenia dynamicznego na własności plastyczne stali średniomanganowych wymaga dalszych analiz. W ramach przeprowadzonych badań stwierdzono, że:

1. Zastosowanie odkształcenia dynamicznego ma istotny wpływ na własności mechaniczne stali średniomanganowych typu 3Mn i 5Mn. Stale odkształcane w warunkach statycznych wykazują mniejsze własności mechaniczne w porównaniu do warunków dynamicznych. Wzrost wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia całkowitego przy zastosowaniu odkształcenia dynamicznego z szybkością 250 s⁻¹ w przypadku stali 3Mn wyniósł 225 MPa i ~ 4 %, a dla stali 5Mn: 215 MPa oraz ~ 3 %. Wzrost tych własności jest związany nie tylko z indukowaną odkształceniem przemianą martenzytyczną austenitu szczątkowego, ale także ze zmianami strukturalnymi zachodzącymi w czasie odkształcenia w wyniku działania procesów aktywowanych cieplnie, tj. zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej.
2. Zwiększenie szybkości odkształcenia z 250 do 500 i następnie do 1000 s⁻¹ w przypadku stali 3Mn skutkowało wzrostem jej wytrzymałości na rozciąganie odpowiednio o 19 MPa oraz 86 MPa. W przypadku stali 5Mn wytrzymałość na rozciąganie nie wykazuje zmian dla zastosowanego zakresu szybkości odkształcenia. Pokazuje to, że zmiana wytrzymałości analizowanych stali średniomanganowych o wysokiej granicy plastyczności nie jest silnie zależna od zastosowanego zakresu szybkości odkształcenia dynamicznego. Podobna sytuacja występuje w przypadku wydłużenia całkowitego stali 5Mn. W przypadku stali 3Mn wzrost szybkości odkształcenia z 250 do 1000 s⁻¹ spowodował wzrost wydłużenia całkowitego z 18,0 do 19,7%.
3. Wyniki badań fraktograficznych wskazują, że dekohezja stali 3Mn kontrolowana jest przez powstawanie i koalescencję pustek. Mechanizm ten jest dominujący także w stali o wyższej wytrzymałości, jednak z cechami pęknięcia kruchego wynikającego z dużego udziału twardego martenzytu w strukturze stali..
4. Dynamiczne odkształcenie powoduje przemianę prawie całości austenitu szczątkowego w martenzyt, niezależnie od szybkości odkształcenia i zawartości Mn w stali, tj. ok. 14 i 7%, odpowiednio dla stali 3Mn i 5Mn. Stabilne po odkształceniu pozostają jedynie filmy

austenitu szczytkowego o grubości poniżej 120 nm oraz graniczne obszary tej fazy wokół tworzącego się martenzytu odkształceniowego.

5. Mikrostruktura obu stali nie zawiera adiabatycznych pasm ścinania, typowych dla stali odkształcanych z dużymi szybkościami. Efekt zbliżony do opisywanego zaobserwowano jedynie w mikroskali w stali 3Mn odkształcanej z szybkością 500 s^{-1} . Mikropasmo powstałe wzdłuż granicy ziarna charakteryzowało się drobną strukturą o granicach szerokokątowych, typową dla procesów rekrytalizacji. Brak adiabatycznych pasm ścinania jest spowodowany umiarkowanym poziomem wytrzymałości analizowanych stali oraz możliwością relaksacji skoncentrowanego naprężenia poprzez zajście indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej.
6. Analiza mikrostrukturalna wykazała, że w przypadku stali 3Mn zwiększenie szybkości odkształcenia do 1000 s^{-1} spowodowało wzrost udziału koncentracji odkształcenia (zakres kątów dezorientacji $0 \div 5^\circ$) oraz granic wąskokątowych. Utworzone podziarna mogą świadczyć o przebiegu zdrowienia dynamicznego, spowodowanego wzrostem temperatury w czasie dynamicznego odkształcenia plastycznego. Efektu tego nie zarejestrowano dla mniejszych szybkości odkształcenia. W przypadku stali 5Mn o większej wytrzymałości, niezależnie od zastosowanej szybkości odkształcenia, udział poszczególnych zakresów kątów dezorientacji jest na podobnym poziomie. Stal ta charakteryzuje się wysoką koncentracją odkształcenia i podwyższonym udziałem granic wąskokątowych. Jednak niski udział granic szerokokątowych może być spowodowany dużo większym ziarnem w porównaniu do stali 3Mn. Na podstawie uzyskanych wyników EBSD ujawniono, że w przypadku stali 5Mn możliwe jest zaobserwowanie lokalnych efektów odpowiadających rekrytalizacji dynamicznej.

Literatura:

1. Strona internetowa: <https://worldsteel.org/media-centre/press-releases/2023/world-steel-in-figures-2023-now-available/>
2. Strona internetowa: <https://www.worldautosteel.org/projects/future-steel-vehicle>.
3. M. Blicharski, Inżynieria materiałowa: stal, Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa, 2017.
4. A. Grajcar, Inżynieria wysokowytrzymałych stali wielofazowych, Wydawnictwo Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica, Gliwice, 2019.
5. J. Adamczyk, Inżynieria materiałów metalowych. Cz. 1, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2004.
6. J. Adamczyk, Inżynieria wyrobów stalowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2000.
7. L.A. Dobrzański, Metaloznawstwo opisowe stopów żelaza, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2007.
8. B. Ciszewski, W. Przetakiewicz, Nowoczesne materiały w technice, Wydawnictwo Bellona, Warszawa, 1993.
9. E. Hadasik (red.), Przetwórstwo metali. Plastyczność a struktura, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2006.
10. A. Świątoniowski, A. Bar, Współczesne problemy wytwarzania blach i taśm, Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Kraków, 2005.
11. F. Grosman, D. Woźniak, Postęp w technologii i produkcji blach dla motoryzacji, Hutnik, nr 5, 2002, s. 196-201.
12. L.A. Dobrzański, Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe, WNT, Warszawa, 2006.
13. A. Barbacki, E. Mikołajski, M. Popławski, Wykorzystanie hartowania bainitycznego do kształtowania mikrostruktury i właściwości mechanicznych średniowęglowych stali konstrukcyjnych, Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, vol. 24, 2004, s. 9-16.
14. J.W. Wyrzykowski, E. Pleszakow, J. Sieniawski, Odkształcenie i pękanie metali, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, 1999.
15. J. Adamczyk, Metaloznawstwo teoretyczne, cz.1, Struktura metali i stopów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1999.
16. R. Kuziak, Modelowanie zmian struktury i przemian fazowych zachodzących w procesach obróbki cieplno-plastycznej stali, Wydawnictwo Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica, Gliwice, 2005.
17. A.K. Lis, B. Gajda, Analiza mikrostrukturalna stali TRIP typu CMnAlSi po obróbce cieplnej, Inżynieria Materiałowa, nr 5, 2005, s. 600-605.

18. M. Takahashi, Development of high strength steels for automobiles, Nippon Steel Technical Report, vol. 88, 2003, s. 2-7.
19. M. Takahashi, T. Hayashida, H. Taniguchi, O. Kawano, R. Okamoto, High strength hot-rolled steel sheets for automobiles, Nippon Steel Technical Report, vol. 88, 2003, s. 8-12.
20. M. Soliman, S. Luesing, M. Asadi, H. Palkowski, Thermomechanically processed TRIP-steel with bimodal bainite structure, 3rd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels – TMP'2008 (CD-ROM), Padua, 2008, s. 1-10.
21. J. Pacyna, T. Skrzypek, Kinetyka przemian fazowych w stalach typu TRIP, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika, vol. 72, Kielce, 2000, s. 355-361.
22. Strona internetowa: <https://www.alliedmarketresearch.com/automotive-advanced-high-strength-steel-market-A06032>
23. T. Gladman, The physical metallurgy of microalloyed steels, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, 1997.
24. M. Blicharski, Przemiany fazowe, Wydawnictwo AGH, Kraków, 1990.
25. Z. Kędzierski, Przemiany fazowe w układach skondensowanych, Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Kraków, 2003.
26. H. Leda, Stale z bainitem w wyrobach przemysłu maszynowego, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań, 2006.
27. J. Adamczyk, Metaloznawstwo teoretyczne, cz.2, Odkształcenie plastyczne, umocnienie i pękanie, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2002.
28. F. Grosman, E. Hadasik, Technologiczna plastyczność metali: badania plastometryczne, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2005.
29. I. Schindler, E. Hadasik, Deformation behaviour and properties of selected metallic materials, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2007.
30. J. Wang, S. Van der Zwaag, Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, [doi: 10.1007/s11661-001-0240-5](https://doi.org/10.1007/s11661-001-0240-5)
31. R. Petrov, L. Kestens, A. Wasilkowska, Y. Houbaert, Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique, Materials Science and Engineering A, 2007, [doi: 10.1016/j.msea.2006.10.023](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.10.023)
32. Strona internetowa: <https://www.worldautosteel.org/life-cycle-thinking/vehicle-emissions-impact-indicator/>
33. Strona internetowa: <https://newsroom.posco.com/en/ahss-aluminum-lca/>
34. A. Kokosza, J. Pacyna, Influence of austenitising temperature on kinetics of phase transformations in medium carbon TRIP steel, Materials Science and Technology, 2015, [doi: 10.1179/1743284714Y.0000000705](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000705)

35. J. Jeleńkowski, Kształtowanie struktury stali Fe-26Ni-2Ti z wykorzystaniem przemiany martenzytycznej, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2005.
36. S. Wiewiórska, Determination of content of retained austenite in steels with TRIP effect deformed at different strain rates, *Steel Research International*, vol. 81, 2010, s. 262-265.
37. A. Kokosza, J. Pacyna, Mechanical stability of retained austenite in unalloyed structural steels of various carbon content, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2010, doi: 10.2478/v10172-010-0002-8
38. A. Kurc-Lisiecka, Kształtowanie struktury i tekstury metastabilnego austenitu stali X5CrNi18-10 w procesie odkształcenia plastycznego na zimno. Praca doktorska, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska, Gliwice, 2014.
39. A. Kilarski, Wpływ odkształcenia plastycznego na stabilność mechaniczną austenitu szczytkowego w stalach bainitycznych, Rozprawa doktorska. Politechnika Śląska, Gliwice 2015.
40. W. Borek, Znaczenie bliźniakowania w kształtowaniu struktury i własności stali austenitycznych wysokomanganowych. Praca doktorska, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska, Gliwice, 2010.
41. S. Kołodziej, Wpływ przemiany martenzytycznej na strukturę i własności anizotropowe stali wysokomanganowych typu TWIP odkształczanych plastycznie na zimno. Praca doktorska, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska, Gliwice, 2015.
42. Strona internetowa: <https://www.slideshare.net/katehickey/world-auto-steel-general-presentation-20090630>
43. J. Mazurkiewicz, Struktura i własności stali wysokomanganowych MnSiAlNbTi25-1-3 o zwiększonym zapasie energii odkształcenia plastycznego na zimno, *Scientific International Journal of the World Academy of Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 7 (25) 2013.
44. M.B. Jabłońska, Struktura i właściwości austenitycznej stali wysokomanganowej umacnianej wskutek mechanicznego bliźniakowania w procesach deformacji dynamicznej, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2016.
45. M. Jabłońska, K. Horzelska, D. Huc, Analiza mikrostruktury i właściwości stali wysokomanganowej X45MnAl20-2 z efektem TWIP kształtowanej w procesie obróbki cieplno-plastycznej, *Hutnik, Wiadomości Hutnicze*, 2014, vol. 81, nr 6, str. 385-389.
46. F. Kies, P. Kohnen, B.M. Wilms, F. Brasche, G.K. Pradeep, A. Schwedt, S. Richter, A. Weisheit, H.J. Schleifenbaum, C. Haase, Design of high-manganese steels for additive manufacturing applications with energy-absorption functionality, *Materials & Design*, 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.10.051.

47. W. Ding, R. Wang, Y. Li, B. Wang, High elongation of medium-manganese steel containing 1.0wt.% Al after a short intercritical annealing time, *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.04.091.
48. J.J. Mueller, X. Hu, X. Sun, Y. Ren, K. Choi, E. Barker, J.G. Speer, D.K. Matlock, E. De Moor, Austenite formation and cementite dissolution during intercritical annealing of a medium-manganese steel from a martensite condition, *Materials & Design*, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109598.
49. A.K. Chandan, G.K. Bansal, J. Kundu, J. Chakraborty, S. Ghosh Chowdhury, Effect of prior austenite grain size on the evolution of microstructure and mechanical properties of an intercritically annealed medium manganese steel, *Materials Science and Engineering A*, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.138458.
50. Y. Zou, Y.B. Xu, Z.P. Hu, S.Q. Chen, D.T. Han, R.D.K. Misra, G.Z. Wang, High strength-toughness combination of a low-carbon medium-manganese steel plate with laminated microstructure and retained austenite, *Materials Science and Engineering A*, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.09.059.
51. S. Yu, L.X. Du, J. Hu, R.D.K. Misra, Effect of hot rolling temperature on the microstructure and mechanical properties of ultra-low carbon medium manganese steel, *Materials Science and Engineering A*, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.06.020.
52. Strona internetowa: <https://www.lightvehicle2025.eu>
53. A. Kupiec, *Plastyczność metali w warunkach dużych prędkości odkształcenia*, Praca dyplomowa magisterska, Politechnika Śląska, Katowice, 2011.
54. R. Kapoor, S. Nemat-Nasser, Determination of temperature rise during high strain rate deformation, *Mechanics of Materials*, 1998, doi: 10.1016/S0167-6636(97)00036-7
55. Z. Gronostajski, A. Niechajowicz, R. Kuziak, J. Krawczyk, S. Polak, The effect of the strain rate on the stress-strain curve and microstructure of AHSS, *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.023.
56. A. Kozłowska, A. Grajcar, A. Janik, K. Radwański, U. Krupp, K. Matus, M. Morawiec, Mechanical and thermal stability of retained austenite in plastically deformed bainite-based TRIP-aided medium-Mn steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2021, doi: 10.1007/s43452-021-00284-6.
57. P. Landau, S. Osovski, A. Venkert, V. Gartnerova, D. Rittel, The genesis of adiabatic shear bands, *Scientific Reports*, 2016, doi: 10.1038/srep37226.
58. J. Pelleg, Chapter nine – fracture in AM and traditional manufactured components, *Additive and Traditionally Manufactured Components. A Comparative Analysis of Mechanical Properties*, 1st edition by Elsevier, 2020.

59. J. Marcisz, J. Janiszewski, Mechanical behavior of nanostructured bainitic steel under high strain rate shear and compression loading, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2019, doi: 10.24425/amm.2019.129508.
60. H. Kim, J. Lee, F. Barlat, D. Kim, M.G. Lee, Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensite phase transformation in TRIP-assisted steel, *Acta Materialia*, 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.06.023.
61. P. Skrzypczyk, Kształtowanie mikrostruktury i własności mechanicznych wysokowytrzymałych stali bainitycznych z austenitem szczątkowym w procesie obróbki cieplno-plastycznej. Praca doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice, 2015.
62. A. Grajcar, Struktura stali C-Mn-Si-Al kształtowana z udziałem przemiany martenzytycznej indukowanej odkształceniem plastycznym, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2010.
63. J. Górka, Własności i struktura złączy spawanych stali obrabianej termomechanicznie o wysokiej granicy plastyczności, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2013.
64. H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in steels, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, 1992.
65. Z.C. Cordero, B.E. Knight, C.A. Schuh, Six decades of the Hall–Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals, *International Materials Reviews*, 2016, doi: 10.1080/09506608.2016.1191808
66. Z.Z. Zhao, H.X. Yin A.M. Zhao, Z.Q. Gong, J.G. He, T.T. Tong, H.J. Hu, The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic-ferritic sheet steel, *Materials Science and Engineering A*, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.06.090.
67. S.J. Kim, C.G. Lee, T.H. Lee, S. Lee, Effects of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength hot rolled steel plates containing Cu, Cr and Ni, *ISIJ International*, 2000, doi: 10.2355/isijinternational.40.692
68. K.I. Sugimoto, M. Murata, S.M. Song, Formability of Al-Nb bearing ultra high-strength TRIP-aided sheet steels with bainitic ferrite and/or martensite matrix, *ISIJ International*, 2010, doi: 10.2355/isijinternational.50.162.
69. A.K. Srivastava, D. Bhattacharjee, G. Jha, N. Gope, S. B Singh, Microstructural and mechanical characterization of C-Mn-Al-Si cold-rolled TRIP-aided steel, *Materials Science and Engineering A*, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.09.1010.
70. K. Hausmann, D. Krizan, K. Spiradek-Hahn, A. Pichler, E. Werner, The influence of Nb on transformation behavior and mechanical properties of TRIP-assisted bainitic-ferritic sheet steels, *Materials Science and Engineering A*, 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.09.023.
71. X. Gao, A. Zhao, Z. Zhao, M. Zhang, D. Tang, Effect of different coiling temperature on

- mechanical properties in hot rolled TRIP steel, *Advanced Materials Research*, 2011, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.239-242.1092.
72. C.N. Jing M.G. Wang, Z.C. Wang, Q.Z. Tan, S.J. Kim, Microstructure and mechanical behavior of cold-rolled CMnAlSi TRIP-aided steel sheets, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, doi: 10.1016/S1003-6326(10)60112-4
73. A.S. Podder, H.K.D.H. Bhadeshia, Thermal stability of austenite retained in bainitic steels, *Materials Science and Engineering A*, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2009.11.063
74. K.W. Andrews, Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, *Journal of Iron Steel Institute*, 1965, doi: 10.1515/amm-2015-0029
75. J. Trzaska, Calculation of critical temperatures by empirical formulae, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, doi: 10.1515/amm-2016-0167.
76. W. Steven, A.G. Haynes, The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1956, vol. 183, str. 349-359.
77. S. Tang, H. Lan, J. Li, Z. Liu, G. Wang, The role of microstructure constituents on strength-ductility-local formability of a transformation-induced-plasticity-aided bainitic steel, *Steel Research International*, 2020, doi: 10.1002/srin.202000474.
78. J.B. Seol, D. Raabe, P.P. Choi, Y.R. Im, C.G. Park, Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic-austenitic TRIP steels, *Acta Materialia*, 2012, doi: 10.1016/j.actamat.2012.07.064.
79. M. Hunkel, J. Dong, J. Epp, D. Kaiser, S. Dietrich, V. Schulze, A. Rajaei, B. Hallstedt, C. Broeckmann, Comparative study of the tempering behaviour of different martensitic steels by the means of in-situ diffractometry and dilatometry, *Materials*, 2020, doi: 10.3390/ma13225058.
80. F.C. Caballero, S. Allain, J. Cornide, J.D. Puerta Velasquez, C. Garcia-Mateo, M.K. Miller, Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application, *Materials and Design*, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.02.046.
81. B. Zhang, L. Du, Y. Dong, Effect of coiling procedure on microstructure and mechanical properties of C-Si-Mn hot-rolled TRIP steel, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2019, doi: 10.1088/1757-899X/562/1/012121.
82. X.H. Wang, J. Kang, Y.J. Li, G. Yuan, R.D.K. Misra, G.D. Wang, Effect of coiling rates in coiling process on microstructure and mechanical properties in Al-bearing hot-rolled TRIP steel, *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, doi: 10.1007/s40195-018-00868-x.
83. A. Grajcar, W. Zalecki, R. Kuziak, Designing of cooling conditions for Si-Al microalloyed TRIP steel on the basis of DCCT diagrams, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 45(2), 2011, str. 115-124.

84. A. Eres-Castellanos, L. Morales-Rivas, F.G. Caballero, C. Garcia-Mateo, Explaining the dilatometric behavior during bainite transformation under the effect of variant selection, *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.158130.
85. R. Kuziak, M. Pietrzyk, Możliwości zastosowania nowoczesnych stali bainitycznych do produkcji elementów złącznych z pominięciem zabiegów obróbki cieplnej, *Prace IMŻ*, 2011, vol. 2, str. 1-6.
86. H. Zhao, E.J. Palmiere, Influence of cooling rate on the grain-refining effect of austenite deformation in a HSLA steel, *Materials Characterization*, 2019, doi: 10.1016/j.matchar.2019.109990.
87. M. Morawiec, A. Wojtacha, M. Opiela, Kinetics of austenite phase transformations in new-developed 0.17C-2Mn-1Si-0.2Mo forging steel with Ti and V microadditions, *Materials*, 2021, doi: 10.3390/ma1471698.
88. E. Kozeschnik, H.K.D.H. Bhadeshia, Influence of silicon on cementite precipitation in steels, *Materials Science and Technology*, 2008, doi: 10.1179/174328408X275973.
89. T. Suzuki, Y. Ono, G. Miyamoto, T. Furuhashi, Effects of Si and Cr on bainite microstructure of medium carbon steels, *ISIJ International*, 2010, doi: 10.2355/isijinternational.50.1476
90. Z. Chen, J. Gu, L. Han, Bainite transformation characteristics of high-Si hypereutectoid bearing steel, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2018, doi: 10.1007/s13632-017-0410-5.
91. T.Z. Woźniak, Kinetyka podwójnego rozpadu austenitu na bainit w zakresie przyspieszonego początku przemiany, Wydawnictwo Uniwersytetu Kazimierza Wielkiego, Bydgoszcz, 2008.
92. F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, Very strong bainite, *Current Opinion on Solid State Materials Science*, 2004, doi: 10.1016/j.cossms.2004.09.00515.
93. H.K.D.H. Bhadeshia, The nature, mechanism and properties of strong bainite, *Proceedings of the 1st International Symposium on Steels Science*, The Iron and Steel Institute of Japan, 2007.
94. M. Morawiec, V. Ruiz-Jimenez, C. Garcia-Mateo, A. Grajcar, Thermodynamic analysis and isothermal bainitic transformation kinetic in lean medium-Mn steels, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2020, doi: 10.1007/s10973-020-10259-z
95. W. Pei, W. Liu, Y. Zhang, R. Qie, A. Zhao, Study on kinetics of transformation in medium carbon steel bainite at different isothermal temperatures, *Materials*, 2021, doi: 10.3390/ma14112721.
96. F.G. Caballero, M.J. Santofimia, C. Capdevila, C. Garcia-Mateo, C. Garcia de Andres, Design of advanced bainitic steels by optimization of TTT diagrams and T0 curves, *ISIJ International*, 2006, doi: 10.2355/isijinternational.46.1479.

97. J. Han, S.J. Lee, J.G. Jung, Y.K. Lee, The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe-9Mn-0.05C steel, *Acta Materialia*, 2014, doi: 10.1016/j.actamat.2014.07.005
98. J. Han, S.J. Lee, C.Y. Lee, S. Lee, S.Y. Jo, Y.K. Lee, The size effect of initial martensite constituents on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe-9Mn-0.05C steel, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.02.075
99. Y. Ma, W. Song, S. Zhou, A. Schwedt, W. Bleck, Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel, *Metals*, 2018, doi: 10.3390/met8050357.
100. L. Kral, B. Million, J. Cermak, Diffusion of carbon and manganese in Fe-C-Mn, *Defect and Diffusion Forum*, 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/DDF.263.153
101. M. Haupt, A. Dutta, D. Ponge, S. Sandlobes, M. Nellessen, G. Hirt, Influence of intercritical annealing on microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel, *Procedia Engineering*, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.942.
102. M. Morawiec, A. Skowronek, W. Pakieła, A. Grajcar, Coiling simulations of medium-Mn sheet steels using dilatometry, *PING 2019, Modern trends in materials engineering*, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2020, doi: 10.1088/1757-899X/723/1/012020
103. N. Nakada, K. Mizutani, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Difference in transformation behavior between ferrite and austenite formations in medium manganese steel, *Acta Materialia*, 2014, doi: 10.1016/j.actamat.2013.10.067.
104. M. Morawiec, A. Grajcar, W. Zalecki, C. Garcia-Mateo, M. Opiela, Dilatometric study of phase transformations in 5Mn steel subjected to different heat treatments, *Materials*, 2020, doi: 10.3390/ma13040958.
105. F. Hou, Y. Bai, A. Shibata, N. Tsuji, Microstructure evolution during thermomechanical processing in 3Mn-0.1 medium-Mn steel, *Materials Science and Technology*, 2019, doi: 10.1080/02670836.2018.1548099.
106. J. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman, J.G. Schrot, Carbon partitioning into austenite after martensite transformation, *Acta Materialia*, 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4.
107. A. Grajcar, P. Skrzypczyk, D. Woźniak, Thermomechanically rolled medium-Mn steels containing retained austenite, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, doi: 10.2478/amm-2014-0286.

108. L. Leach, P. Kolmskog, L. Hoglund, M. Hillert, A. Borgenstam, Critical driving forces for formation of bainite, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2018, doi: 10.1007/s11661-018-4819-5.
109. H. Guo, P. Zhou, A. Zhao, C. Zhi, R. Ding, J. Wang, Effects of Mn and Cr on microstructure and mechanical properties of low temperature bainitic steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, 2017, doi: 10.1016/S1006-706X(17)30042-0.
110. H. Farahani, W. Xu, S. Zwaag, Predicting the cooperative effect of Mn–Si and Mn–Mo on the incomplete bainite formation in quaternary Fe–C alloys, *Philosophical Magazine Letters*, 2018, doi: 10.1080/09500839.2018.1515505.
111. S. Mishra, R.P. Dalai, Effect of quenching and partitioning treatment on low carbon medium manganese alloyed steels-A short review, *Materials Today: Proceedings*, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.12.107.
112. B.B. He, M. Wang, L. Liu, M.X. Huang, High-strength medium Mn quenching and partitioning steel with low yield ratio, *Materials Science and Technology*, 2019, doi: 10.1080/02670836.2019.1566046.
113. S. Kaar, R. Schneider, D. Krizan, C. Beal, C. Sommitsch, Bainite transformation during two-step Q&P process in a lean medium Mn steel containing silicon, *La Metallurgia Italiana*, 2020, vol. 112, str. 6-17
114. H. Guo, X. Feng, A. Zhao, Q. Li, J. Ma, Influence of prior martensite on bainite transformation, microstructure, and mechanical properties in ultra-fine bainitic steel, *Materials*, 2019, doi: 10.3390/ma12030527.
115. A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, M.J. Santofimia, Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetic below M_s in low-C high-Si steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, doi: 10.1007/s11661-015-3285-6.
116. Z.R. Hou, X.M. Zhao, W. Zhang, H.L. Liu, H.L. Yi, A medium manganese steel designed for water quenching and partitioning, *Materials Science and Technology*, 2018, doi: 10.1080/02670836.2018.1426678.
117. S. Sharma, V.M. Chavan, R.G. Agrawal, R.J. Patel, R. Kapoor, J.K. Chakravarty, Split-Hopkinson Pressure Bar: An experimental technique for high strain rate tests, Raport techniczny BARC/2011/E/013 opracowany dla Government of India Atomic Energy Commission, 2011. Strona internetowa: https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/42/105/42105051.pdf
118. L. Wang, L. Yang, X. Dong, X. Jiang, Chapter Seven – Dynamic experimental study on the distortional law of materials, *Dynamics of Materials, Experiments, Models and Applications*, 2019, str. 273-341.

119. J. Van Slycken, P. Verleysen, J. Degriecki, L. Samek, B.C. De Cooman, High-strain-rate behavior of low-alloy multiphase aluminum- and silicon-based transformation-induced plasticity steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, doi: 10.1007/s11661-006-0097-8.
120. M. Wang, M.X. Huang, Abnormal TRIP effect on the work hardening behavior of a quenching and partitioning steel at high strain rate, *Acta Materialia*, 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.02.035.
121. J. Harding, E.O. Wood, J.D. Campbell, Tensile testing of materials at impact rates of strain, *Journal of Mechanical Engineering Science*, 1960, doi: 10.1243/JMES_JOUR_1960_002_016_02.
122. W.E. Baker, C.H. Yew, Strain-rate effects in the propagation of torsional plastic waves, *Journal of Applied Mechanics*, 1966, doi: 10.1115/1.3625202.
123. J. Duffy, J.D. Campbell, R.H. Hawley, On the use of a torsional split Hopkinson bar to study rate effects in 1100-0 aluminum, *Journal of Applied Mechanics*, 1971, doi: 10.1115/1.3408771.
124. M.B. Jabłońska, A. Śmiglewicz, G. Niewielski, The effect of strain rate on the mechanical properties and microstructure of the high-mn steel after dynamic deformation tests, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2015, doi: 10.1515/amm-2015-0176.
125. J. Pawlicki, Z. Stanik, A. Płachta, A. Kubik, A new method of testing the dynamic deformation of metals, *Materials*, 2021, doi: 10.3390/ma14123317.
126. L.A. Dobrzański, W. Borek, J. Mazurkiewicz, Influence of high strain rates on the structure and mechanical properties of high-manganese austenitic TWIP-type steel, *Materials Science & Engineering Technology*, 2016, doi: 10.1002/mawe.201600518.
127. J. Gronostajski, Z. Gronostajski, A. Niechajowicz, S. Polak, M. Struś, A. Tobota, P. Wiewiórski, P. Zając, Measurement system of „crash-test” experiments, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2004, vol. 4, str. 5-23.
128. G. Sun, T. Pang, C. Xu, G. Zheng, J. Song, Energy absorption mechanics for variable thickness thin-walled structures, *Thin-Walled Structures*, 2017, doi: 10.1016/j.tws.2017.04.004.
129. M. Ambroziński, R. Kuziak, S. Polak, W. Chorzępa, Z. Gronostajski, M. Pietrzyk, Numerical simulation of crash test accounting for the strain hardening in the manufacturing process of energy-absorbing part in the car body, *Mechanik*, 2015, doi: 10.17814/mechanik.2015.2.22
130. V. Tarigopula, M. Langseth, O.S. Hopperstad, A.H. Clausen, Axial crushing of thin-walled high-strength steel section, *International Journal of Impact Engineering*, 2006, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2005.07.010.

131. M.D. White, N. Jones, Experimental quasi-static axial crushing of top-hat and double-hat thin-walled section, *International Journal of Mechanical Sciences*, 1999, doi: 10.1016/S0020-7403(98)00047-2
132. Z. Gronostajski, P. Bandała, P. Karbowski, The effect of crashworthiness parameters on the behaviour of car-body elements, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2006, doi: 10.1016/S1644-9665(12)60075-2
133. C.L. Mage, P.H. Thornton, Design consideration in energy absorption by structural collapse, Paper 780434, presented at SAE Annual Meeting, Detroit, 1978, doi:10.4271/780434.
134. P.H. Thornton, Energy absorption by structural collapse of spot-welded sheet metal section, SAE Paper 800372, 1980, doi:10.4271/800372.
135. G. Sun, M. Deng, G. Zheng, Q. Li, Design for cost performance of crashworthy structures made of high strength steel, *Thin-Walled Structures*, 2019, doi: 10.1016/j.tws.2018.07.014.
136. Strona internetowa: <https://www.autocarindia.com/car-news/breaking-down-the-global-ncap-crash-test-410355>.
137. Strona internetowa: <https://www.euroncap.com/en/vehicle-safety/the-ratings-explained/adult-occupant-protection/frontal-impact/full-width-rigid-barrier/>.
138. R. Lu, W. Gao, X. Hu, W. Liu, Y. Li, X. Liu, Crushing analysis and crashworthiness optimization of tailor rolled tubes with variation of thickness and materials properties, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018, doi: 10.1016/j.ijmecsei.2017.12.020.
139. P.O. Marklund and L. Nilsson, Optimization of a car body component subjected to side impact, *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2001, doi: 10.1007/s001580100117.
140. K.P. White, H.C. Gabler, W.D. Pilkey, W.T. Hollowell, Simulation optimization of the crashworthiness of a passenger vehicle in frontal collisions using response surface methodology, SAE Technical Paper 850512, 1985, doi: 10.4271/850512.
141. J.O. Song, An optimization method for crashworthiness design, *SAE Transactions*, 1986, vol. 95, str. 171-178.
142. G. De Gaetano, D. Mundo, C. Maletta, M. Kroiss, L. Cremers, Multi-objective optimization of a vehicle body by combining gradient-based methods and vehicle concept modelling, *Case Studies in Mechanical Systems and Signal Processing*, 2015, doi: 10.1016/j.csmssp.2015.06.002.
143. Raport z kwietnia 2011 roku w ramach projektu FutureSteelVehicle. Strona internetowa: <https://www.worldautosteel.org/projects/future-steel-vehicle/phase-2-results/>.
144. Raport z pierwszego etapu projektu FutureSteelVehicle, dostępny na stronie: <https://www.worldautosteel.org/projects/future-steel-vehicle/phase-2-results/>.

145. Raport DOTHS812523, Structural Countermeasure/Research Program: Mass and cost increase due to oblique offset moving deformable barrier impact test, National Highway Traffic Safety Administration, 2018. Raport dostępny na stronie: https://www.nhtsa.gov/sites/nhtsa.gov/files/documents/13377edag_crashdeformation_040418_v3_tag.pdf
146. T.L. Teng, P.H. Chang, C.C. Liang, D.A. Fung, Application of crash pulse on the car crashworthiness design, *Advances in Mechanical Engineering*, 2017, doi: 10.1177/1687814017700096.
147. S.S. Hecker, M.G. Stout, K.P. Staudhammer, J.L. Smith, Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: part I. magnetic measurements and mechanical behavior, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1982, doi: 10.1007/BF02644427.
148. J. Talonen, H. Hanninen, P. Nenonen, G. Pape, Effect of strain rate on the strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2005, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156779
149. I. Choi, D. Son, S.J. Kim, D.K. Matlock, J.G. Speer, Strain rate effects on mechanical stability of retained austenite in TRIP sheet steels, *SAE Transactions*, 2006, str. 898-910.
150. G. Joo, H. Huh, J. Kwon, Evaluation of rate-dependent hardening behaviors of AHSS sheets with novel tension and compression test devices, *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.011.
151. M. Czaja, Mechanizmy przeciwdziałania pękaniu stali austenitycznej X11MnSiAl17-1-3 w warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego na zimno. Praca doktorska, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska, Gliwice, 2014.
152. M.B. Jabłońska, Mechanical properties and fractography analysis of high manganese steels after dynamic deformation tests, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, doi: 10.2478/amm-2014-0207.
153. R.W. Armstrong, Q. Li, Dislocation mechanics of high-rate deformations, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, doi: 10.1007/s11661-015-2779-6.
154. C. Yang, D. Li, T. Zhu, S. Xiao, Special dynamic behavior of an aluminum alloy and effects on energy absorption in train collisions, *Advances in Mechanical Engineering*, 2016, doi: 10.1177/1687814016649527.
155. S. Sevsek, C. Haase, W. Bleck, Strain-rate-dependent deformation behavior and mechanical properties of a multi-phase medium-manganese steel, *Metals*, 2019, doi: 10.3390/met9030344.

156. W. Wang, Y. Ma, M. Yang, P. Jiang, F. Yuan, X. Wu, Strain rate effect on tensile behavior for a high specific strength steel: from quasi-static to intermediate strain rates, *Metals*, 2018, doi: 10.3390/met8010011.
157. H. Fan, Q. Wang, J.A. El-Awady, D. Raabe, M. Zaiser, Strain rate dependency of dislocation plasticity, *Nature Communications*, 2021, doi: 10.1038/s41467-021-21939-1.
158. A.A. Alabi, P.L. Moore, L.C. Wrobel, J.C. Campbell, W. He, Tensile behaviour of S690QL and S960QL under high strain rate, *Journal of Constructional Steel Research*, 2018, doi: 10.1016/J.JCSR.2018.08.009.
159. M. Wang, M.X. Huang, Abnormal TRIP effect on the work hardening behavior of a quenching and partitioning steel at high strain rate, *Acta Materialia*, 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.02.035
160. L.A. Dobrzański, W. Borek, J. Mazurkiewicz, Mechanical properties of high-Mn austenitic steel tested under static and dynamic conditions, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, doi: 10.1515/amm-2016-0124.
161. S. Chandran, W. Liu, J. Lian, S. Munstermann, P. Verleysen, Strain rate dependent plasticity and fracture of DP1000 steel under proportional and non-proportional loading, *European Journal of Mechanics / A Solids*, 2022, doi: 10.1016/j.euromechsol.2021.104446.
162. T. Chiyatan, V. Uthaisangasuk, Mechanical and fracture behavior of high strength steels under high strain rate deformation: experiments and modeling, *Materials Science and Engineering A*, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139125.
163. T. Rong, L. Lin, B.C. De Cooman, W. Xi-chen, S. Pang, Effect of temperature and strain rate on dynamic properties of low silicon TRIP steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2006, doi: 10.1016/S1006-706X(06)60061-7.
164. J. Tang, M. He, Y. Qiao, M. Xia, Z. Tao, Tensile behavior of a novel high-strength and high-toughness steel at strain rates from 0.1 s^{-1} to 1000 s^{-1} , *Construction and Building Materials*, 2021, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2021.124606.
165. Z.H. Cai, D.L. Zhang, L.F. Ma, H. Ding, Y. Feng, J. Hu, R.D.K. Misra, Competing deformation mechanisms in an austenite-ferrite medium-Mn steel at different strain rates, *Materials Science and Engineering A*, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141357.
166. J.T. Benzing, W.E. Lucke, S.P. Mates, D. Ponge, D. Raabe, J.E. Witting, Intercritical annealing to achieve a positive strain-rate sensitivity of mechanical properties and suppression of macroscopic plastic instabilities in multi-phase medium-Mn steels, *Materials Science and Engineering A*, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2020.140469.
167. Z. He, H. Yang, Y. He, W. Zheng, Z. Guan, L. Li, Influence of manganese on deformation behavior of lightweight steel at different strain rate, *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.08.020.

168. S. Hiermaier, Structures under crash and impact: continuum mechanics, discretization and experimental characterization, New York, USA, 2008.
169. M.P. Pereira, B.F. Rolfe, Temperature conditions during ‘cold’ sheet metal stamping, *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, doi: 10.1016/j.matprotec.2014.03.020.
170. A. Rusinek, J.R. Klepaczko, Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels, *Materials & Design*, 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.04.048.
171. J. Marcisz, B. Garbarz, W. Burian, A. Wiśniewski, 26th International Symposium on Ballistics, Miami, USA, 2011, str. 1595-1606.
172. M. Cheol, J.S. Kim, D.W. Suh, S.S. Hong, H.K. Kim, S.S. Sohn, S. Lee, Role of retained austenite on adiabatic shear band formation during high strain rate loading in high-strength bainitic steels, *Materials Science and Engineering A*, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139118.
173. S.E. Schoenfeld, T.W. Wright, A failure criterion based on material instability, *International Journal of Solid and Structures*, 2003, doi: 10.1016/S0020-7683(03)00059-3.
174. S.M. WALLEY, Shear Localization: A Historical Overview, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, doi: 10.1007/s11661-007-9271-x.
175. P.R. Guduru, G. Ravichandran, and A.J. Rosakis, Observations of transient high temperature vortical microstructures in solids during adiabatic shear banding, *Physical Review E*, 2001, doi: 10.1103/PhysRevE.64.036128
176. S. Da-xiang, Z. Xin-ming, Y. Ling-ying, G. Xing-hui, J. Hai-chun, G. Gang, Comparative study of the dynamic mechanical behavior of aluminum alloy 2519A and 7039, *Materials Science and Engineering A*, 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.05.092.
177. K.M. Cho, S. Lee, S.R. Nutt, J. Duffy, Adiabatic shear band formation during dynamic torsional deformation of an HY-100 steel, *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, doi: 10.1016/0956-7151(93)90026-O.
178. J.F.C. Lins, H.R.Z. Sandim, H.J. Kestenbach, D. Raabe, K.S. Vecchio, A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel, *Materials Science and Engineering A*, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.12.019.
179. J.A. Hines, K.S. Vecchio, Recrystallization kinetics within adiabatic shear bands, *Acta Materialia*, 1997, doi: 10.1016/S1359-6454(96)00193-0.
180. M.A. Meyers, Y.B. Xu, Q. Xue, M.T. Perez-Prado, T.R. McNelley, Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel, *Acta Materialia*, 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(02)00526-8.

181. M.C. Mataya, M.J. Carr, G. Krauss, Flow localization and shear band formation in a precipitation strengthened austenitic stainless steel, *Metallurgical Transactions A*, 1982, doi: 10.1007/BF02645510.
182. L. Tang, Z. Chen, C. Zhan, X. Yang, C. Liu, H. Cai, Microstructural evolution in adiabatic shear bands of copper at high strain rates: electron backscatter diffraction characterization, *Materials Characterization*, 2012, doi: 10.1016/j.matchar.2011.11.011.
183. F. Martinez, L.E. Murr, A. Ramirez, M.I. Lopez, S.M. Gaytan, Dynamic deformation and adiabatic shear microstructures associated with ballistic plug formation and fracture in Ti-6Al-4V targets, *Materials Science and Engineering A*, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.11.097.
184. J. Park, M.C. Jo, H.J. Jeong, S.S. Sohn, J.-H. Kwak, H.S. Kim, S. Lee, Interpretation of dynamic tensile behavior by austenite stability in ferrite-austenite duplex lightweight steels, *Scientific Reports*, 2017, doi: 10.1038/s41598-017-15991-5.
185. D.Q. Zou, S.H. Li, J. He, Temperature and strain rate dependent deformation induced martensitic transformation and flow behavior of quenching and partitioning steels, *Materials Science and Engineering A*, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.10.083.
186. A. Das, S. Tarafder, Experimental investigation on martensitic transformation and fracture morphologies of austenitic stainless steel, *International Journal of Plasticity*, 2009, doi: 10.1016/j.ijplas.2009.03.003.
187. C.B. Finfrock, M.M. Thrun, D. Bhattacharya, T.J. Ballard, A.J. Clarke, K.D. Clarke, Strain rate dependent ductility and strain hardening in Q&P steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, doi: 10.1007/s11661-020-06127-y.
188. J.V. Tilak Kumar, J. Sudha, K.A. Padmanabhan, A.V. Frolova, V.V. Stolyarov, Influence of strain rate and strain at temperature on TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139046.
189. Q. Zhou, L. Qian, L. Zhao, Q. Zhu, J. Meng, F. Zhang, Loading-rate dependence of fracture absorption energy of low-carbon carbide-free bainitic steel, *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.06.215.
190. S. Curtze, V.T. Kuokkala, M. Hokka, P. Peura, Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates, *Materials Science and Engineering A*, 2009, doi: 10.1016/j.msea.2008.11.050.
191. W. Bleck, Y. Ma, X. Guo, The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels, *Steel Research International*, 2017, doi: 10.1002/srin.201700218.

192. A.M. Streichter, J.G. Speer, D.K. Matlock, Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steel, *Steel Research*, 2002, doi: 10.1002/SRIN.200200210.
193. A. Grajcar, Kształtowanie struktury i własności mechanicznych wyrobów ze stali konstrukcyjnych mikrostopowych w modelowanych procesach obróbki cieplno – mechanicznej. Praca doktorska, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska, Gliwice, 2003.
194. J. Marcisz, Statyczne i dynamiczne właściwości mechaniczne oraz mikrostruktura stali bainitycznych nanostrukturalnych, Monografia nr 11, Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice 2018.
195. A. Kozłowska, Wpływ temperatury na indukowaną odkształceniem przemianę martenzytyczną w wysokowytrzymałych stalach wielofazowych, Praca doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 2020.
196. A. Kokosza, J. Pacyna, Stabilność mechaniczna austenitu szczątkowego w niestopowych stalach konstrukcyjnych o różnym stężeniu węgla, *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 55(4), 2010, str. 1001-1006.
197. A. Gramlich, C. Van der Linde, M. Ackermann, W. Bleck, Effect of molybdenum, aluminium and boron on the phase transformation in 4 wt.-% manganese steels, *Results in Materials*, 2020, doi: 10.1016/j.rinma.2020.100147.
198. M. Kucharska, Wpływ parametrów procesu ciągnięcia na ilość przemienionego austenitu szczątkowego w martenzyt oraz na własności drutów ze stali TRIP o zawartości 0,4%C, Praca doktorska, Politechnika Częstochowska, 2019.
199. M. Morawiec, J. Opara, C. Garcia-Mateo, J.A. Jimenez, A. Grajcar, Effect of Mn on the chemical driving force and bainite transformation kinetics in medium-manganese alloys, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2022, doi: 10.1007/s10973-022-11664-2.
200. A. Niechajowicz, A. Tobota, Application of flywheel machine for sheet metal dynamic tensile tests, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2008, vol. 8, str. 129-137.
201. M. Morawiec, A. Grajcar, Some aspects of the determination of retained austenite using the Rietveld refinement, *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 2017, doi: 10.5604/01.3001.0010.1442
202. M.B. Jabłońska, K. Jasiak, K. Kowalczyk, I. Bednarczyk, M. Skwarski, M. Tkocz, Z. Gronostajski, Deformation behaviour of high-manganese steel with addition of niobium under quasi-static tensile loading, *Materials Science-Poland*, 2022, doi: 10.2478/msp-2022-0029.

203. W.P. Poling, E. De Moor, J.G. Speer, K.O. Findley, Temperature effects on tensile deformation behavior of a medium manganese TRIP steel and a quenched and partitioned steel, *Metals*, 2021, doi: 10.3390/met11020375.
204. J.A. Hines, K.S. Vecchio, Recrystallization kinetics within adiabatic shear bands, *Acta Materialia*, 1997, doi: 10.1016/S1359-6454(96)00193-0
205. B. Sun, H. Aydin, F. Fazeli, S. Yue, Microstructure evolution of a medium manganese steel during thermomechanical processing, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, doi: 10.1007/s11661-016-3338-5.
206. A. Grajcar, P. Skrzypczyk, R. Kuziak, K. Gołombek, Effect of finishing hot-working temperature on microstructure of thermomechanically processed Mn-Al multiphase steels, *Steel Research International*, 2014, doi: 10.1002/srin.201300227.
207. Y. Zhang, L. Wang, K.O. Findley, J.G. Speer, Influence of temperature and grain size on austenite stability in medium manganese steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, doi: 10.1007/s11661-017-3995-z.
208. P.J. Jacques, J. Ladriere, F. Delannay, On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, doi: 10.1007/s11661-001-1024-4.

STRESZCZENIE

Wpływ szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną w stalach wielofazowych z austenitem szczątkowym

Celem niniejszej pracy było określenie wpływu szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego oraz zależności pomiędzy mikrostrukturą a własnościami mechanicznymi w wysokowytrzymałych stalach wielofazowych z austenitem szczątkowym. Badaniom poddano dwie stale o zróżnicowanym stężeniu manganu, wynoszącym 3 i 5 % wag. Część literaturowa pracy zawiera przegląd stali wielofazowych z austenitem szczątkowym o zróżnicowanej osnowie oraz zawartości manganu. Określono wpływ różnych czynników na stabilność austenitu szczątkowego, która determinuje uzyskane własności mechaniczne w trakcie odkształcenia plastycznego. W pracy skupiono się na aspektach związanych z dużymi szybkościami odkształcenia oraz towarzyszącymi im zjawiskami. W celu sprawdzenia postawionej tezy wykonano badania własności mechanicznych oraz szczegółowe badania mikrostrukturalne. Zasadnicze znaczenie dla prowadzonych badań miały wyniki uzyskane z wykorzystaniem metod XRD, EBSD oraz TEM, które pozwoliły na ilościową oraz jakościową ocenę stabilności austenitu szczątkowego.

Przemianę martenzytyczną austenitu szczątkowego badano w zakresie szybkości odkształcenia rozciągającego 250, 500 i 1000 s⁻¹. Przeprowadzono szczegółowe badania mikrostrukturalne oraz określono zmianę udziału austenitu szczątkowego w funkcji zastosowanej szybkości odkształcenia. Istotnym dla realizacji celu pracy było określenie udziału austenitu szczątkowego przed i po odkształceniu plastycznym, a także określenie wpływu zawartości manganu na własności mechaniczne oraz ewolucję mikrostruktury badanych stali.

Stwierdzono, że zastosowanie odkształcenia z dużymi szybkościami (250 ÷ 1000 s⁻¹) intensyfikuje przemianę martenzytyczną prawie całej ilości austenitu szczątkowego, co zostało potwierdzone metodami ilościowymi. Niewielka ilość austenitu zidentyfikowana przy pomocy TEM była zbyt stabilna mechanicznie i nie miała wpływu na własności mechaniczne stali. Ujawniono znaczny wzrost własności mechanicznych obu stali w odniesieniu do warunków odkształcenia statycznego. Stal 3Mn charakteryzowała się większym wydłużeniem w porównaniu do stali 5Mn, jednak uzyskała znacząco niższą wytrzymałość. Analiza mikrostrukturalna wykazała obecność efektów aktywowanych cieplnie, jak zdrowienie dynamiczne w przypadku stali 3Mn i lokalna rekrytalizacja dynamiczna w stali 5Mn. Finalnie stwierdzono, że stabilność mechaniczna austenitu jest determinowana zawartością Mn, wielkością ziarna oraz rodzajem sąsiadujących z nim faz.

ABSTRACT

Effect of strain rate on martensitic transformation in multiphase steels with retained austenite

The aim of this work was to determine the effect of strain rate on the martensitic transformation of retained austenite and the relationship between the microstructure and mechanical properties in high-strength multiphase steels with retained austenite. Two steels with different manganese concentrations of 3 and 5 wt.% were tested. The literature part of the thesis contains a review of multiphase steels with retained austenite of different matrix and manganese content. The influence of various factors on the stability of the retained austenite, which determines obtained mechanical properties during plastic deformation was determined. The work focuses on aspects related to high strain rates and accompanying phenomena. In order to verify the hypothesis, mechanical properties and detailed microstructural tests were performed. The results obtained using the XRD, EBSD and TEM methods, which allowed for quantitative and qualitative assessments of the stability of the retained austenite, were of fundamental importance for the conducted research.

The martensitic transformation of the retained austenite was tested in the range of tensile strain rates of 250, 500 and 1000 s⁻¹. Detailed microstructural studies were carried out and the change in the share of retained austenite as a function of the applied strain rate was determined. Determining the amount of retained austenite before and after plastic deformation, as well as determining the influence of manganese content on the mechanical properties and evolution of the microstructure of the tested steels, was essential for the implementation of the objective of the work.

It was found that the use of high strain rates (250 ÷ 1000 s⁻¹) intensifies the martensitic transformation of almost whole retained austenite amount, which was confirmed by quantitative methods. A small amount of austenite identified by TEM was too mechanically stable and had no effect on the mechanical properties of the steel. A significant increase in the mechanical properties of both steels in relation to static deformation conditions was revealed. The 3Mn steel was characterized by a greater elongation compared to the 5Mn steel; however obtaining significantly lower strength. The microstructural analysis showed the presence of heat activated processes such as dynamic recovery in 3Mn steel and local dynamic recrystallization in 5Mn steel. It was found finally that the mechanical stability of austenite is determined by the Mn content grain size and a type of phases adjacent to it.