

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

Wydział Mechaniczny Technologiczny



mgr inż. Anna WOJTACHA

PRACA DOKTORSKA

**Obróbka cieplno-plastyczna ultradrobnoziarnistych stali bainitycznych
z metastabilnym austenitem szczątkowym o wytrzymałości powyżej 1 GPa**

PROMOTOR

dr hab. inż. Marek OPIELA, prof. PŚ

PROMOTOR POMOCNICZY

dr inż. Aleksandra KOZŁOWSKA

GLIWICE 2025

Badania, które pozwoliły na otrzymanie przedstawionych wyników, zostały sfinansowane przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju, w ramach grantu LIDER (LIDER/16/0090/L-12/20/NCBR/2021).

Składam serdeczne podziękowania Profesorowi Ulrichowi Kruppowi za umożliwienie wykonania badań EBSD podczas 3-miesięcznego stażu naukowego w RWTH Aachen University, IEHK Steel Institute, Aachen, Niemcy.

Składam również serdeczne podziękowania wszystkim, którzy okazali mi pomoc podczas realizacji niniejszej pracy.

Szczególnie dziękuję Panu dr hab. inż. Markowi Opieli, prof. PŚ za pełnienie funkcji Promotora oraz Pani dr inż. Aleksandrze Kozłowskiej za pełnienie funkcji Promotora Pomocniczego, a także za cenną pomoc merytoryczną i okazaną wyrozumiałość podczas realizacji niniejszej pracy.

Spis treści

WYKAZ NAJWAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW	4
WSTĘP	7
1. PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA.....	12
1.1. Konwencjonalne stale na odkuwki.....	12
1.1.1. Stale o strukturze ferrytyczno-perlitycznej	12
1.1.2. Stale o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego.....	15
1.1.3. Stale o strukturze martenzytu dyslokacyjnego.....	17
1.1.4. Stale o strukturze bainitycznej	19
1.1.5. Stale o strukturze ferrytyczno-bainitycznej i ferrytyczno-martenzytycznej	22
1.2. Nowoczesne stale na odkuwki z austenitem szczątkowym.....	26
1.2.1. Stale o osnowie ferrytycznej	30
1.2.2. Stale o osnowie bainitycznej	33
1.2.3. Stale o osnowie martenzytycznej	36
1.3. Stabilność mechaniczna austenitu szczątkowego	40
2. BADANIA WŁASNE.....	51
2.1. Cel pracy	51
2.2. Materiał do badań.....	53
2.3. Metodyka badań	54
2.3.1. Symulacje termodynamiczne	55
2.3.2. Badania dylatometryczne	56
2.3.3. Badania plastometryczne	58
2.3.4. Badania własności mechanicznych	62
2.3.5. Badania mikrostrukturalne	62
2.3.6. Badania rentgenograficzne.....	64
3. WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE	65
3.1. Wyniki symulacji termodynamicznych.....	65
3.2. Wyniki badań dylatometrycznych.....	72
3.3. Wyniki badań plastometrycznych	102
3.4. Wyniki badań własności mechanicznych.....	116
4. WNIOSKI	125
LITERATURA	129
STRESZCZENIE	147
ABSTRACT	148

WYKAZ NAJWAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW

Oznaczenia łacińskie

A1	sieć regularna ściennie centrowana
A2	sieć regularna przestrzennie centrowana
A3	sieć heksagonalna
A	wydłużenie bezwzględne
B _s	temperatura początku przemiany bainitycznej
B _f	temperatura końca przemiany bainitycznej
CTP _c	wykres czas-temperatura-przemiana wyznaczony przy chłodzeniu ciągłym
CTP _i	wykres czas-temperatura-przemiana wyznaczony przy chłodzeniu z wytrzymaniem izotermicznym
d	średnica ziarna
k _i	współczynnik umocnienia i-tego składnika stopowego
k _s	stała określająca stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego
M _s	temperatura początku przemiany martenzytycznej
M _f	temperatura końca przemiany martenzytycznej
n*	wykładnik umocnienia odkształceniowego
OCTP _c	wykres odkształcenie-czas-temperatura-przemiana wyznaczony przy chłodzeniu ciągłym
OCTP _i	wykres odkształcenie-czas-temperatura-przemiana wyznaczony przy chłodzeniu z wytrzymaniem izotermicznym
p	autokataliczny wykładnik odkształcenia
R _e	granica plastyczności
R _m	wytrzymałość na rozciąganie
R _{p0,2}	umowna granica plastyczności
t _{0,5}	czas połówkowej rekrytalizacji austenitu
t _R	czas całkowitej rekrytalizacji austenitu
X	stopień mięknięcia
Z	przewężenie względne

Oznaczenia greckie

Fe α	ferryt
α'	martenzyt
Fe γ	austenit
$\Delta G^{\alpha'\gamma}$	chemiczna siła pędna przemiany
ε	odkształcenie rzeczywiste
ε_s	odkształcenie niezbędne do zapoczątkowania stanu płynięcia ustalonego
ε_m	odkształcenie odpowiadające maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego

$\dot{\epsilon}$	szybkość odkształcenia
φ	odkształcenie rzeczywiste
θ	kąt dezorientacji granic ziarn
ρ	gęstość dyslokacji
σ	napężenie rzeczywiste
V_V	udział objętościowy austenitu po odkształceniu
V_V^0	początkowy udział objętościowy austenitu

Skróty

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i> (nowoczesne stale wysokowytrzymałe)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Amerykańskie Stowarzyszenie Badań i Materiałów)
BCC	<i>Body Centered Cubic</i> (sieć regularna przestrzennie centrowana)
BF	<i>Bainitic Ferrite</i> (ferryt bainityczny)
BH	<i>Bake Hardening</i> (stal umacniana przez starzenie zgniotowe)
CB	<i>Coalesced Bainite</i> (bainit koalescencyjny)
CI	<i>Confident Index</i> (parametr kwantyfikujący prawidłowe indeksowanie obrazu dyfrakcyjnego)
CP	<i>Complex Phase</i> (stal o kompleksowo dobranej strukturze wielofazowej)
DP	<i>Dual Phase</i> (stale dwufazowe)
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i> (dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych)
FCC	<i>Faced Centered Cubic</i> (sieć regularna ściennie centrowana)
FIB	<i>Focused Ion Beam</i> (metoda preparatyki zbieżną wiązką jonów galu)
FM	<i>Fresh Martensite</i> (martenzyt świeży)
GD	<i>Grain Dilatation</i> (dopasowanie niezidentyfikowanych punktów obrazu)
HF	<i>Hot-Formed</i> (stal do tłoczenia na gorąco)
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i> (stal wysokowytrzymała niskostopowa)
IF	<i>Interstitial Free</i> (stale wolne od pierwiastków międzywęzłowych)
IPF	<i>Inverse Pole Figure</i> (odwrotna figura biegunowa)
IQ	<i>Image Quality</i> (jakość obrazu dyfrakcyjnego)
KAM	<i>Kernel Average Misorientation</i> (parametr reprezentujący średnią dezorientację pomiędzy sąsiadującymi ziarnami)
MA	<i>Martensite-Austenite islands</i> (obszary martenzytyczno-austenityczne)
PM	<i>Prior Martensite, Pre-Martensite</i> (martenzyt powstały podczas chłodzenia z temperatury odkształcenia do temperatury wytrzymania izotermicznego)
RA	<i>Retained austenite</i> (austenit szczątkowy)
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i> (skaningowa mikroskopia elektronowa)
STEM	<i>Scanning Transmission Electron Microscopy</i> (skaningowa transmisyjna mikroskopia elektronowa)

QP	<i>Quenching and Partitioning</i> (obróbka niepełnego hartowania i redystrybucji węgla)
QPT	<i>Quenching-Partitioning-Tempering</i> (obróbka niepełnego hartowania i redystrybucji węgla uzupełniona o kolejny etap: odpuszczanie)
TEM	<i>Transmission Electron Microscopy</i> (transmisyjna mikroskopia elektronowa)
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> (plastyczność wywołana przemianą)
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i> (plastyczność wywołana bliźniakowaniem)

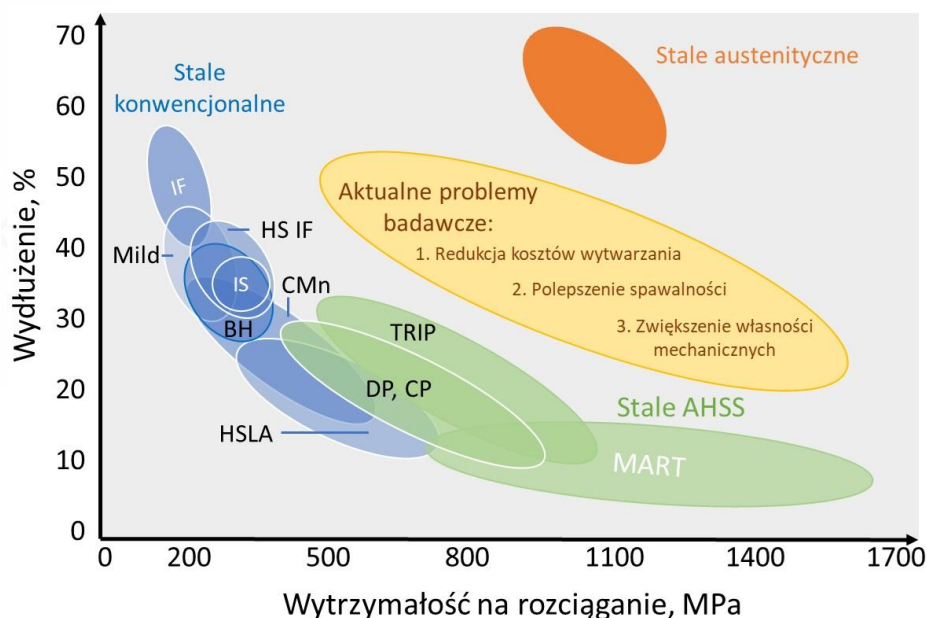
WSTĘP

Produkcja nowoczesnych stali konstrukcyjnych wymaga nieustannego dążenia do polepszania własności mechanicznych bez podwyższania kosztów ich wytwarzania. Współcześnie, stale konstrukcyjne muszą łączyć wysokie własności wytrzymałościowe, tj. granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie, a także pożądaną odporność na pękanie oraz spełniać wymagania dotyczące hartowności, skrawalności i niskiej stopowości. Dodatkowo, w przypadku stali do ulepszania cieplnego istotna jest wysoka hartowność, gwarantująca jednorodną mikrostrukturę i stabilne własności mechaniczne w całym przekroju elementu. W szczególności dotyczy to przemysłu motoryzacyjnego, wytwarzającego detale podlegające dużym obciążeniom, takie jak wały korbowe, elementy zawieszenia czy podwozia. Jest to możliwe do osiągnięcia poprzez opracowanie nowych gatunków stali bądź polepszanie aktualnej technologii. Obecnie powszechnym sposobem zapewnienia odpowiedniej hartowności, wytrzymałości i odporności na pękanie jest dodawanie pierwiastków stopowych oraz właściwa obróbka cieplna. Zarówno dodatki stopowe, jak i duża liczba operacji obróbki cieplnej wraz z operacjami pomocniczymi znacznie zwiększają całkowity koszt produkcji [1-4].

Próby wprowadzenia mikrododatku Nb do stali przeznaczonej na blachy walcowane na gorąco zapoczątkowały rozwój ważnej ze względów technicznych grupy stali typu HSLA (*High Strength Low Alloy*). Ich końcowe własności są zapewniane bezpośrednio po odkształceniu plastycznym w wyniku kontrolowanego chłodzenia. Stale te po bezpośrednim chłodzeniu mogą wykazywać strukturę ferrytyczno-perlityczną, bainityczną, martenzytyczną lub strukturę martenzytyczno-bainityczną. Kontrolowane chłodzenie jest stosowane zarówno podczas walcowania, jak również podczas kucia matrycowego elementów o stosunkowo jednolitych przekrojach. W przypadku odkuwek o skomplikowanych kształtach, właściwy dobór parametrów procesu jest bardziej złożony. W celu zapewnienia prawidłowego przebiegu kinetyki przemian fazowych austenitu, należy zapewnić właściwe parametry obróbki plastycznej na gorąco, a także odpowiednią szybkość chłodzenia dla różnych przekrojów odkuwek [5-7].

Ciągły rozwój technologii w zakresie wytwarzania elementów karoserii samochodowych umożliwia m.in. międzynarodowy projekt „Automotive Light Vehicle 2025” uruchomiony w 2018 roku. Jego celem jest obniżenie masy samochodu, poprzez zastosowanie nowych, zaawansowanych stopów metali oraz materiałów kompozytowych. Jednocześnie pozwoli to na zmniejszenie zużycia paliwa, co wyraźnie ograniczy emisję do środowiska szkodliwych spalin.

Współczesne nadwozie nowoczesnego samochodu składa się w dużej części ze stali wysokowytrzymałych AHSS (*Advanced High Strength Steels*), które łączą wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne (rys. 1). We współczesnym samochodzie odkuwki znajdują głównie zastosowanie jako elementy podwozia, które charakteryzuje się największą masą i stąd stanowią najwyższy potencjał do obniżenia masy pojazdu.

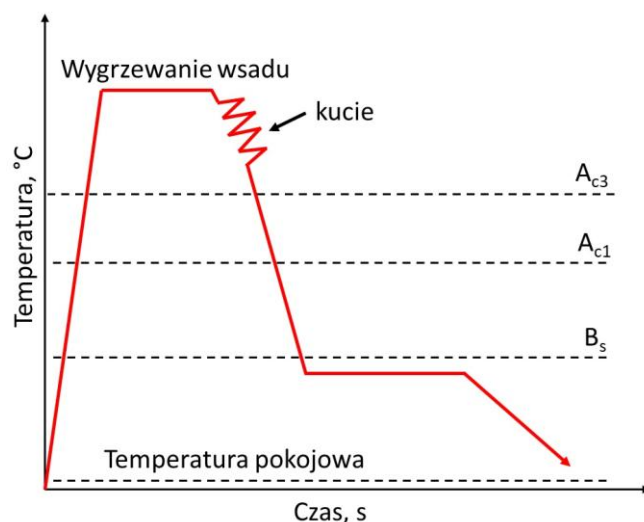


Rys. 1. Porównanie własności wytrzymałościowych i plastycznych konwencjonalnych oraz nowoczesnych stali AHSS stosowanych w przemyśle motoryzacyjnym [8]

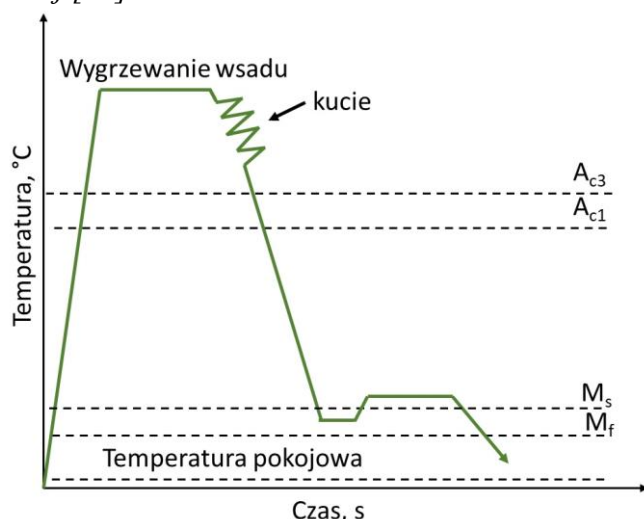
Zastosowanie w branży kuźniczej nowoczesnych stali wielofazowych z austenitem szczątkowym stanowi odpowiedź na wzrastające wymagania branży motoryzacyjnej. Obecność metastabilnego austenitu szczątkowego pozwala na zwiększenie zarówno wytrzymałości, jak i ciągliwości stali wielofazowych [8]. Jest to możliwe dzięki indukowanej odkształceniem przemianie martenzytycznej austenitu szczątkowego, która zachodzi podczas odkształcenia plastycznego. Dodatek krzemu obecny w tego typu stalach wpływa na zmniejszenie ilości powstających węglików, co oddziałuje korzystnie na udurowienie stali. Jednocześnie austenit szczątkowy wzbogacony w węgiel wpływa na zwiększenie jego ilości oraz zapewnienia stabilności w temperaturze pokojowej [9-12]. Dodatkowo, wytwarzanie stali z austenitem szczątkowym o ultradrobnoziarnistej strukturze stwarza możliwość uzyskania bardzo korzystnej kombinacji własności wytrzymałościowych i plastycznych. Rozdrobnienie mikrostruktury ma również wpływ na polepszenie wytrzymałości zmęczeniowej i odporności na pękanie. Innowacyjne badania dotyczące stali wielofazowych przeznaczonych na odkuwki są prowadzone od kilkunastu lat w jednostkach japońskich oraz niemieckich [9-15].

W przypadku stali z austenitem szczątkowym przeznaczonych na odkuwki, istota indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej nie została do tej pory dobrze scharakteryzowana [16-20].

Pierwsze badania dotyczące stali wielofazowych zostały przeprowadzone przez Sugimoto [21] i dotyczyły wpływu procesu kucia na własności mechaniczne stali zawierającej 0,42% C, 1,51% Mn, 1,47% Si, 0,50% Cr, 0,48% Al, 0,20% Mo oraz 0,052% Nb. Uproszczony schemat obróbki cieplno-plastycznej stosowanej w celu otrzymania stali wielofazowej o strukturze bainityczno-austenitycznej został przedstawiony na rys. 2., natomiast stali o strukturze martenzytyczno-austenitycznej na rys. 3.



Rys. 2. Schemat procesu obróbki cieplno-plastycznej stali wielofazowej o strukturze bainityczno-austenitycznej [21]



Rys. 3. Schemat procesu obróbki cieplno-plastycznej stali wielofazowej o strukturze martenzytyczno-austenitycznej [21]

Próbki badanej stali [21] były austenizowane w temperaturze 900°C przez 1200 s i następnie kute w tej temperaturze z 50% stopniem gniołu. Bezpośrednio po

zakończeniu obróbki plastycznej próbki były chłodzone do temperatury w przedziale 300÷450°C i wytrzymane izotermicznie przez 1000 s w celu zajścia przemiany bainitycznej, a następnie chłodzone w oleju z szybkością 40°C/s do temperatury pokojowej. Utworzona struktura stali składała się z niewielkiej ilości ferrytu poligonalnego, ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego w formie blokowych ziarn i cienkich filmów, zlokalizowanych między listwami ferrytu bainitycznego. Wykazano, że stal obrobiona w tych warunkach charakteryzowała się bardzo dobrym połączeniem wysokiej wytrzymałości oraz odporności na pękanie. Próbki z badanej stali wykazywały następujące własności: $R_{p0,2}$ około 880 MPa, R_m około 1390 MPa oraz KV około 88 J [21].

Zbliżony przebieg badań był realizowany dla stali zawierającej 0,24% C, 0,70% Si, 1,58% Mn, 0,80% Cr oraz mikrododatki Ti, V i B o stężeniu 0,025%, 0,21% i 0,003% odpowiednio [22]. Próbki austenitizowano w temperaturze 1150°C, a następnie odkształcano plastycznie i chłodzono do temperatury 375°C, 400°C i 425°C, w których wytrzymało je izotermicznie w celu zakończenia przemiany bainitycznej i chłodzono do temperatury pokojowej. Po zakończonym procesie stal wykazywała strukturę złożoną z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, głównie w postaci cienkich filmów znajdujących się między listwami ferrytu bainitycznego, a także w postaci niewielkich blokowych ziarn. Udział austenitu szczątkowego w stali wynosił około 15%. Austenit blokowy charakteryzuje się małą stabilnością mechaniczną, stąd może on ulegać przemianie martenzytycznej w ostatniej fazie chłodzenia stali, co jest zjawiskiem niekorzystnym ze względu na koncentrację naprężeń [8,23]. Dąży się do zwiększania ilości metastabilnego austenitu szczątkowego, którego udział jest zależny od składu chemicznego oraz warunków obróbki cieplnej bądź cieplno-plastycznej stali. Problem stanowi wytworzenie dużej ilości austenitu szczątkowego przy względnie niskim koszcie i jednoczesnym zachowaniu dobrej spawalności, a także zapewnienie jego stabilności do osiągnięcia temperatury pokojowej. Główne czynniki mające wpływ na stabilność austenitu szczątkowego dzielą się na wewnętrzne (granica plastyczności oraz stężenie węgla w austenicie) i zewnętrzne (szybkość i temperatura odkształcenia oraz stan naprężeń) [8,22,23].

Jednym z najbardziej obiecujących materiałów przeznaczonych na odkuwki są stale średniomanganowe z austenitem szczątkowym. Tego typu stale zawierają od 3 do 12% Mn, od 0,15 do 0,25% C, od 0,5 do 1,5% Si oraz mikrododatki Ti, V lub Nb. Austenit szczątkowy znajdujący się między listwami ferrytu bainitycznego, martenzytu bądź ferrytu pozwala na uzyskanie bardzo korzystnego połączenia własności wytrzymałościowych i plastycznych. Efekt ten jest możliwy do uzyskania dzięki zastosowaniu odpowiednich warunków chłodzenia po zakończeniu kucia na gorąco, a także właściwej obróbki cieplnej. W przypadku stali

przeznaczonych na odkuwki matrycowe, rola austenitu szczątkowego jest inna niż w stalach przeznaczonych do produkcji blach. Odkuwki matrycowe nie są poddawane procesom kształtowania technologicznego na zimno, stąd w produkcie finalnym austenit szczątkowy pozostaje nieprzemieniony. Rolą austenitu szczątkowego jest zapewnienie ciągliwości i odporności na pękanie, jednak wymaga to wyeliminowania, bądź znacznego ograniczenia austenitu o morfologii blokowej. Austenit blokowy może okazać się inicjatorem mikropęknięć, stąd wytworzenie ultradrobnoziarnistej struktury z cienkimi filmami austenitu szczątkowego pozwala na uzyskanie wysokiej uduwności i wytrzymałości zmęczeniowej. W przypadku odkuwek, korzyści wynikające z występującej, indukowanej odkształceniem przemiany austenitu w martenzyt są związane z zablokowaniem postępujących mikropęknięć powstałych w warunkach eksploatacji [24-29].

Celem pracy jest zaprojektowanie optymalnych wariantów czasowo-temperaturowych obróbki cieplno-plastycznej, które umożliwią otrzymanie ultradrobnoziarnistej struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym w postaci cienkich warstw o pożądanej stabilności i morfologii, co pozwoli na uzyskanie odkuwek wykazujących wysokie własności mechaniczne w zróżnicowanych warunkach obciążeniowych.

1. PRZEGLĄD PIŚMIENICTWA

1.1. Konwencjonalne stale na odkuwki

Klasyczna technologia produkcji stalowych elementów maszyn kutych matrycowo o wysokich własnościach wytrzymałościowych i ciągliwości jest oparta na ulepszaniu cieplnym stali niskostopowych lub niestopowych. Współcześnie stosowane są perspektywiczne gatunki stali niskostopowych, które zestawiono w tablicy 1. Modyfikacja gatunku stali, a także zastosowanie bezpośredniego chłodzenia po kuciu, będącego jedynym zabiegiem obróbki cieplnej, eliminuje poszczególne operacje (nagrzewanie przed hartowaniem, hartowanie, odpuszczanie czy ewentualne prostowanie i wygrzewanie odprężające po prostowaniu), co pozwala na zwiększenie wydajności procesu i obniżenie energochłonności [30,31].

Tablica 1

Gatunki stali mikrostopowych przeznaczonych do kucia matrycowego [30]

L.p.	Gatunek stali	Sposób uzyskiwania mikrostruktury
1.	stale o strukturze ferrytyczno-perlitycznej	regulowane chłodzenie z temperatury końca kucia, w zależności od rozmiaru przekroju odkuwki
2.	stale o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego	bezpośrednie hartowanie w wodzie z temperatury końca kucia wraz z wysokim odpuszczaniem
3.	stale o strukturze martenzytu dyslokacyjnego	szybkie chłodzenie bezpośrednio po kuciu w wodzie lub innych ośrodkach bez odpuszczania
4.	stale o strukturze bainitycznej	regulowane chłodzenie bezpośrednio po kuciu, w zależności od składu chemicznego stali
5.	stale o strukturze ferrytyczno-bainitycznej i ferrytyczno-martenzytycznej	dwustopniowe chłodzenie po kuciu: początkowo na powietrzu, a następnie w wodzie i w końcowym etapie niskie odpuszczanie

1.1.1. Stale o strukturze ferrytyczno-perlitycznej

Pierwsze badania stali o strukturze ferrytyczno-perlitycznej z mikrododatkami V i Nb przeprowadzone w latach 1970-1980 wykazały, że w przypadku niektórych odkuwek można uzyskać własności mechaniczne podobne do osiąganych po ulepszaniu cieplnym, dzięki zastosowaniu swobodnego chłodzenia z temperatury końca kucia. Ze względów technicznych, przeważającą ilość elementów kutych matrycowo wytwarza się współcześnie ze stali mikrostopowych ferrytyczno-perlitycznych zawierających do 0,5% C, do 2% Mn i do 0,8% Si z mikrododatkami Ti, V, Nb oraz N. Skład chemiczny wybranych gatunków stali mikrostopowych przeznaczonych do wytwarzania odkuwek o strukturze ferrytyczno-perlitycznej przedstawiono w tablicy 2 [30-33].

Tablica 2

Skład chemiczny wybranych stali mikrostopowych przeznaczonych do wytwarzania odkuwek o strukturze ferrytyczno-perlitycznej [30-35]

Oznaczenie stali	Zawartość pierwiastków, % mas.						
	C	Mn	Si	Nb+V	P	S	Inne
49MnVS3	0,44-0,50	0,70-1,00	≤0,50	0,08-0,13V	≤0,035	0,030-0,065	-
27MnSiVS6	0,25-0,30	1,30-1,60	0,50-0,80	0,08-0,13V	≤0,035	0,030-0,050	Ti
44MnSiVS6	0,42-0,47	1,30-1,60	0,50÷0,80	0,10-0,15V	≤0,035	0,020÷0,035	Ti
25GVN	0,25-0,29	1,30-1,40	<0,35	0,10-0,15V	≤0,022	0,010-0,030	0,02N
CMnTiVN	0,25-0,35	1,50-1,80	0,40-0,70	0,08-0,15V	≤0,040	0,030-0,080	0,02N; 0,02Ti

Jednym z pierwszych komercyjnych gatunków była stal 49MnVS3, która znalazła zastosowanie do wytwarzania wałów korbowych. Mechanizmy umocnienia zachodzące podczas odkształcenia plastycznego w stalach ferrytyczno-perlitycznych są powodem niższej odporności na pękanie w porównaniu ze stalami po ulepszeniu cieplnym o tej samej wytrzymałości. Zwiększenie odporności na pękanie stali ferrytyczno-perlitycznych stało się przedmiotem badań wielu prac [31-35], które doprowadziły do uzyskania wyraźnego postępu, jednak w niektórych zastosowaniach udatność tych stali pozostała nadal niewystarczająca. Dalszy rozwój w opracowywaniu stali mikrostopowych o strukturze ferrytyczno-perlitycznej z niewielkim udziałem innych składników strukturalnych (np. martenzytu czy bainitu), technologii kucia i obróbki cieplnej bezpośrednio po kuciu matrycowym, doprowadził do zwiększenia osiąganych do tej pory wartości udatności i granicy plastyczności. Kolejne badania nad zwiększaniem odporności na pękanie doprowadziły do opracowania stali z obniżoną zawartością węgla, której przykładem jest stal 27MnSiVS6 [31-35].

Wymagane własności elementów kutech ze stali mikrostopowych osiąga się dzięki odpowiednio dobranym warunkom kucia, ponieważ w trakcie produkcji odkuwek matrycowych o skomplikowanych kształtach, rozkład odkształceń oraz szybkości odkształcenia są trudne do regulacji. Własności mechaniczne wybranych stali mikrostopowych przeznaczonych do wytwarzania odkuwek o strukturze ferrytyczno-perlitycznej przedstawiono w tablicy 3.

Podczas nagrzewania i austenitizowania nie powinno dojść do pełnego rozpuszczenia w roztworze stałym faz międzywęzłowych utworzonych przez wprowadzone do stali mikrodotatki, ponieważ powoduje to niekorzystny rozrost ziarn. Stosowanie dużych szybkości odkształcenia oraz przerw koniecznych do przeniesienia wytwarzanego elementu z wykroju matrycy, nie stwarza korzystnych warunków dla pełnego przebiegu procesu rekrystalizacji statycznej, zapewniającego otrzymanie drobnoziarnistej struktury austenitycznej. Przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$ austenitu odkształconego plastycznie rozpoczyna się na granicach ziarn, granicach

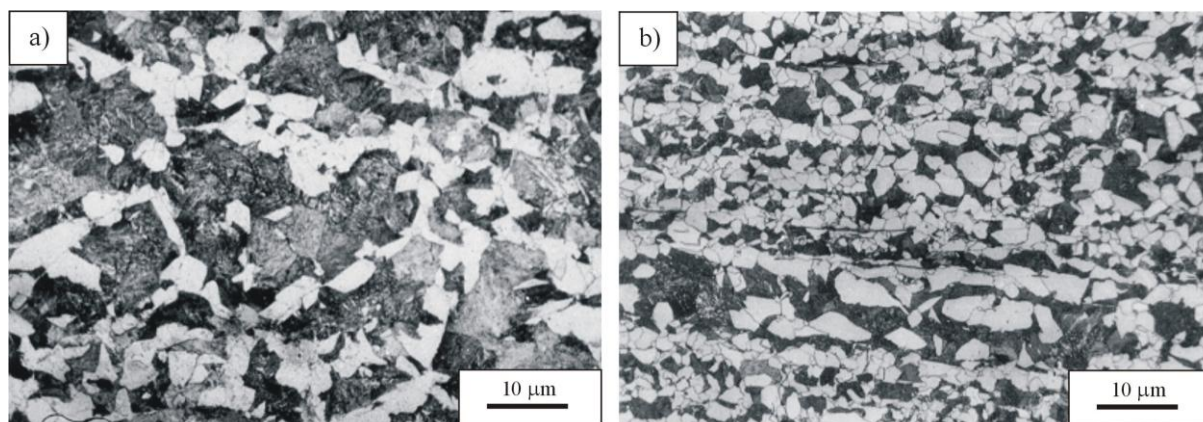
bliźniaczych i pasmach odkształcenia, natomiast w przypadku gruboziarnistego austenitu nie umożliwi to otrzymania wystarczająco drobnoziarnistej struktury oraz odpowiednich własności mechanicznych. Odkuwki wytworzone w takich warunkach, chłodzone następnie z temperatury końca obróbki plastycznej na powietrzu, cechują się dużą wytrzymałością uzyskaną poprzez silne utwardzanie wydzieleniowe i zawyżony udział perlitu, spowodowany wpływem mikrododatków na skład eutektoidu, jednak posiadają one małą odporność na pękanie [32-37].

Tablica 3

Własności mechaniczne wybranych stali mikrostopowych przeznaczonych do wytwarzania odkuwek o strukturze ferrytyczno-perlitycznej [31-35]

Oznaczenie stali	Własności mechaniczne				
	R _m , MPa	R _{p0.2} , MPa	A, %	Z, %	KV, J
49MnVS3	750-900	≥450	8	20	-
27MnSiVS6	800-950	≥500	14	30	-
44MnSiVS6	950-1100	>600	10	20	-
25GVN	700-900	560-690	17-23	-	>25
CMnTiVN	>820	>620	>19	-	>38

Strukturę odkuwek ze stali 25GVN po zastosowaniu różnej temperatury nagrzewania wsadu i odkształcenia plastycznego przedstawiono na rys. 4. Stale mikrostopowe o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, w porównaniu ze stalami stopowymi do ulepszania cieplnego, charakteryzują się mniejszą odpornością na pękanie, co ogranicza ich stosowanie ze względu na wymagania norm i obowiązujących przepisów dopuszczeniowych. Natomiast mają większą wytrzymałość na zmęczenie, dobrą skrawalność i nie wymagają stosowania kosztownej obróbki cieplnej [32-37].



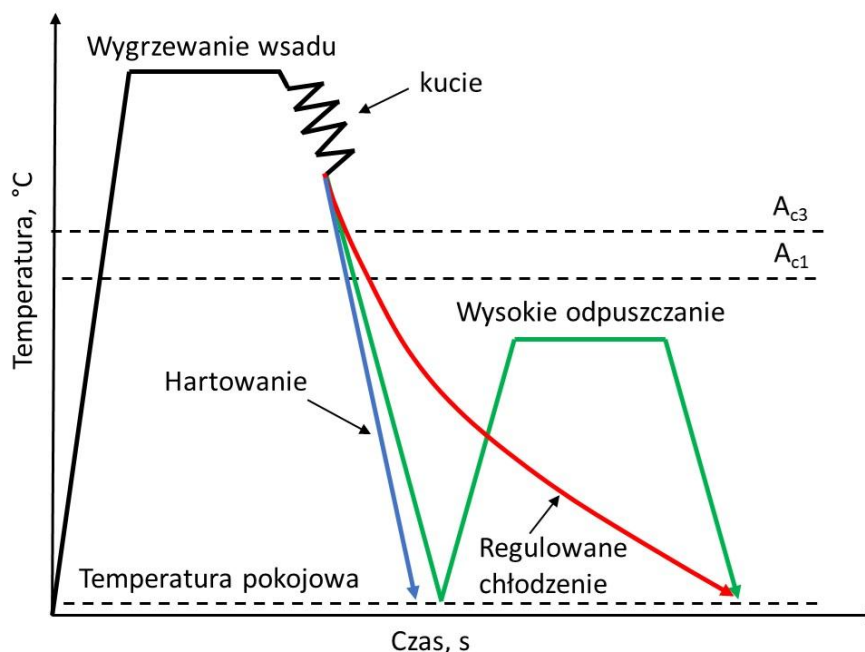
Rys. 4. Struktura ferrytyczno-perlityczna odkuwek ze stali 25GVN: a) temperatura nagrzewania wsadu: 1150°C, temperatura kucia: 1000°C, b) temperatura nagrzewania wsadu: 1000°C, temperatura kucia: 950°C [32]

Różnice strukturalne występujące na rys. 4 są efektem rozpuszczania się azotku typu VN w austenicie. Z pracy [38] wynika, że temperatura całkowitego rozpuszczenia VN w austenicie w stali zawierającej 0,2% C oraz 0,1% V wynosi 1150°C. Jednocześnie występuje przesunięcie składu eutektoidu w stronę mniejszej zawartości węgla, co jest powodem wystąpienia gruboziarnistej struktury o zawyżonym udziale perlitu. Natomiast przy zastosowaniu temperatury austenitizowania 1000°C, jedynie około 0,03% mikrododatku V występuje w stanie rozpuszczonym w austenicie, a pozostała jego część występuje w postaci dyspersyjnych wydzieleni typu VN, które znacznie ograniczają rozrost ziarn austenitu.

1.1.2. Stale o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego

Obecnie w procesie kucia matrycowego powszechnie stosowana jest stal do ulepszenia cieplnego o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego. W porównaniu z odkuwkami o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, elementy kute matrycowo ze stali niskostopowych do ulepszenia cieplnego metodą obróbki cieplno-plastycznej charakteryzują się lepszymi własnościami wytrzymałościowymi, a w szczególności odpornością na pękanie. Największym problemem jest konieczność wprowadzania do stali zwiększonej ilości dodatków stopowych oraz węgla, w celu zapewnienia wysokiej hartowności, wytrzymałości oraz odporności na pękanie. Dodatkowo, koszt produkcji zwiększa się poprzez stosowanie dużej ilości operacji obróbki cieplnej oraz operacji pomocniczych. W ostatnich latach uproszczono cykl wytwórczy w niektórych zastosowaniach, dzięki wprowadzeniu kontrolowanego chłodzenia bezpośrednio po zakończeniu kucia na gorąco (rys. 5). Jednak w dalszym ciągu otrzymanie wytrzymałości zbliżonej do uzyskiwanej dla stali ulepszanych cieplnie odbywa się kosztem niższej wytrzymałości zmęczeniowej oraz udarności. Prowadzone są również badania nad ograniczeniem stężenia wprowadzanych dodatków stopowych (Cr, Ni, Mo), które w niektórych przypadkach można zastąpić mikrododatkami Ti, V oraz Nb [32,39-41].

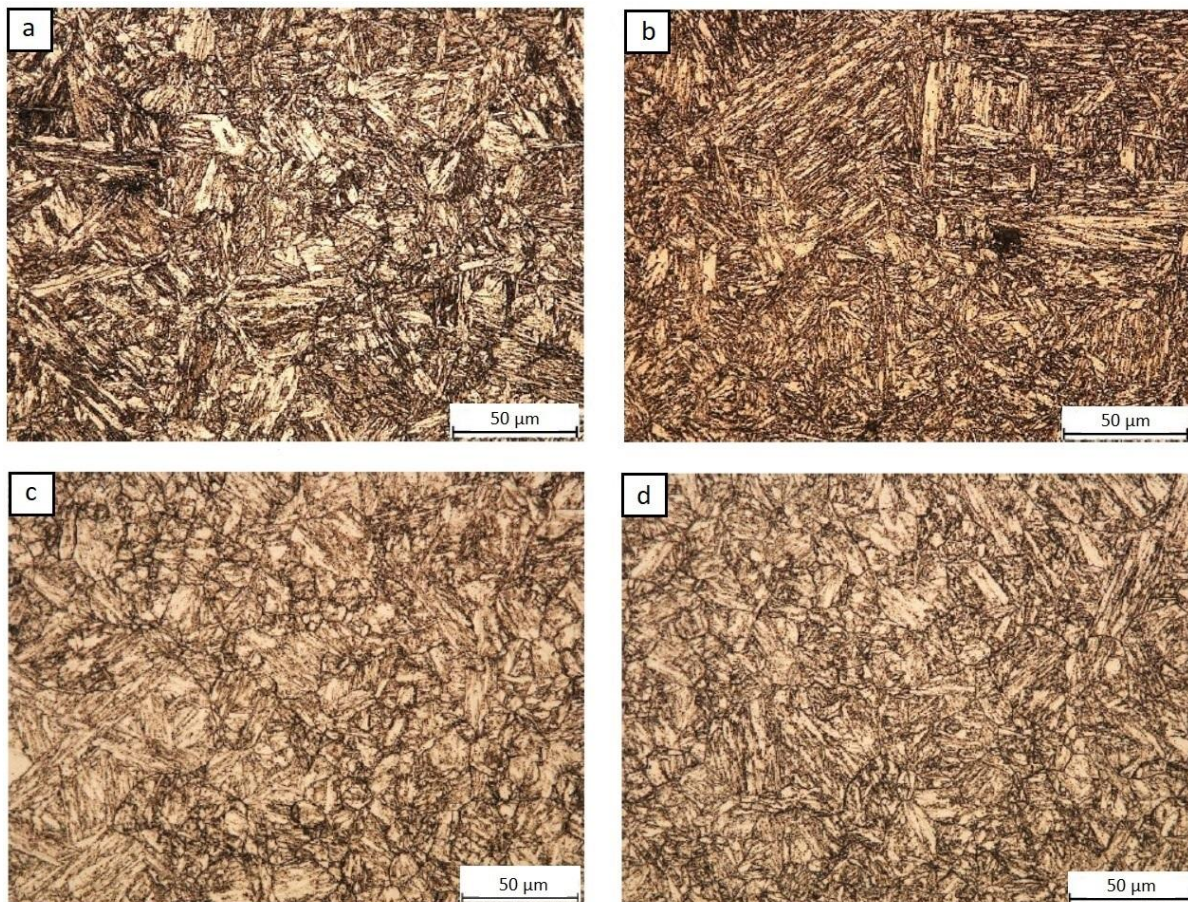
Proces obróbki cieplno-plastycznej pozwalający na uzyskanie stali o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego, polega na zadaniu odkształcenia plastycznego podczas regulowanego kucia i bezpośrednim hartowaniu odkuwki z temperatury końca obróbki plastycznej na gorąco. Hartowanie następuje po upływie czasu $t_{0,5}$ – niezbędnego do wytworzenia 50% frakcji austenitu zrekrystalizowanego statycznie. Zastosowanie bezpośredniego hartowania z temperatury kucia po upływie czasu $t_{0,5}$ umożliwia ograniczenie obróbki cieplnej wyłącznie do wysokiego odpuszczania [39-41].



Rys. 5. Schematy profili temperaturowych pozwalających na wytworzenie odkuwek: o strukturze ferrytyczno-perlitycznej po zastosowaniu regulowanego chłodzenia bezpośrednio po kuciu (linia czerwona), o strukturze martenzytu wysokoodpuszczonego po zastosowaniu bezpośredniego hartowania z temperatury końca kucia i wysokiego odpuszczania (linia zielona), oraz o strukturze martenzytu dyslokacyjnego po hartowaniu bezpośrednio po kuciu (linia niebieska) [39,40]

Przykładowo w pracy [42] zbadano wpływ parametrów obróbki cieplnej na strukturę i własności mechaniczne dwóch stali martenzytycznych (X20Cr13 i X10CrMoVNb9-1) przeznaczonych na wielkogabarytowe pierścienie. Próbkę pobrano z odkuwek kutych swobodnie w temperaturze 1110°C i obrobionych cieplnie. W przypadku stali X20Cr13 zastosowano obróbkę cieplną w dwóch wariantach: hartowanie stali z temperatury 1020°C w oleju oraz odpuszczenie w temperaturze 600°C i 700°C przez 2h, natomiast stal X10CrMoVNb9-1 hartowano z temperatury 1050°C w oleju oraz odpuszczano w temperaturze 650°C i 700°C również przez 2h. Każda z odkuwek posiadała strukturę martenzytu wysokoodpuszczonego (rys. 6), będącego mieszaniną martenzytu grubo- i średnioiglastego, bez wyraźnych zmian wynikających z zastosowania różnej temperatury odpuszczania. W przypadku stali X20Cr13 podwyższenie temperatury odpuszczania z 600°C do 700°C spowodowało zmniejszenie $R_{p0,2}$ i R_m (od 833 MPa do 660 MPa oraz od 1006 MPa do 844 MPa odpowiednio), przy jednoczesnym zmniejszeniu twardości z 315 HV do 268 HV, niewielkim zwiększeniu wydłużenia z 19% do 21% oraz wyraźnym zwiększeniu energii łamania z 14 J do 25 J. Dla stali X10CrMoVNb9-1 podwyższenie temperatury odpuszczania w tym samym zakresie temperatury spowodowało obniżenie R_m z 968 MPa do 893 MPa oraz $R_{p0,2}$ z 835 MPa

do 764 MPa, przy jednoczesnym zmniejszeniu twardości z 309 HV do 290 HV oraz zwiększeniu uderności z 31 J do 38 J [42].



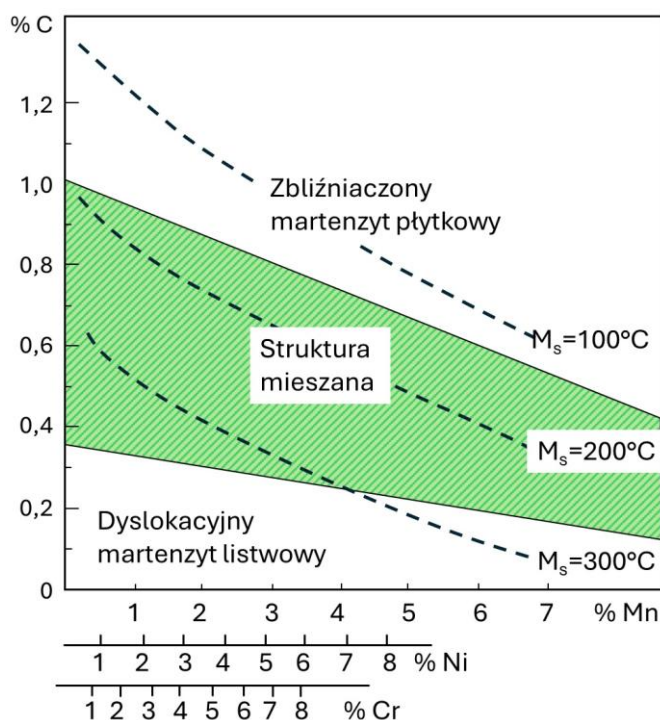
Rys. 6. *Struktura martenzytu wysokoodpuszczonego stali gatunku X20Cr13 odpuszczonej w temperaturze 600°C (a) i 700°C (b) oraz stali gatunku X10CrMoVNb9-1 odpuszczonej w temperaturze 600°C (c) i 700°C (d)*

1.1.3. Stale o strukturze martenzytu dyslokacyjnego

Wytwarzanie odkuwek o wysokiej wytrzymałości, względnie dobrej ciągliwości przy zachowaniu niższych kosztów produkcji, w porównaniu do stali ulepszanych cieplnie, jest możliwe dzięki zastosowaniu stali mikrostopowych. Ich obróbka cieplna polega na hartowaniu bezpośrednio po kuciu, bez potrzeby zastosowania dodatkowych zabiegów cieplnych, przy czym w niektórych przypadkach może wystąpić konieczność prostowania oraz wygrzewania odprężającego. Stale te charakteryzują się wysoką wytrzymałością oraz wystarczająco dobrą ciągliwością, aby mogły być stosowane na odpowiedzialne odkuwki. Warunkiem uzyskania korzystnego zespołu własności mechanicznych jest uzyskanie podczas hartowania mikrostruktury dyslokacyjnego martenzytu listwowego. Najistotniejszym elementem mikrostruktury jest austenit szczątkowy w postaci cienkich filmów, znajdujących się między

listwami martenzytu, zapewniający dobrą ciągliwość przy jednoczesnym zachowaniu wysokiej wytrzymałości [43,44].

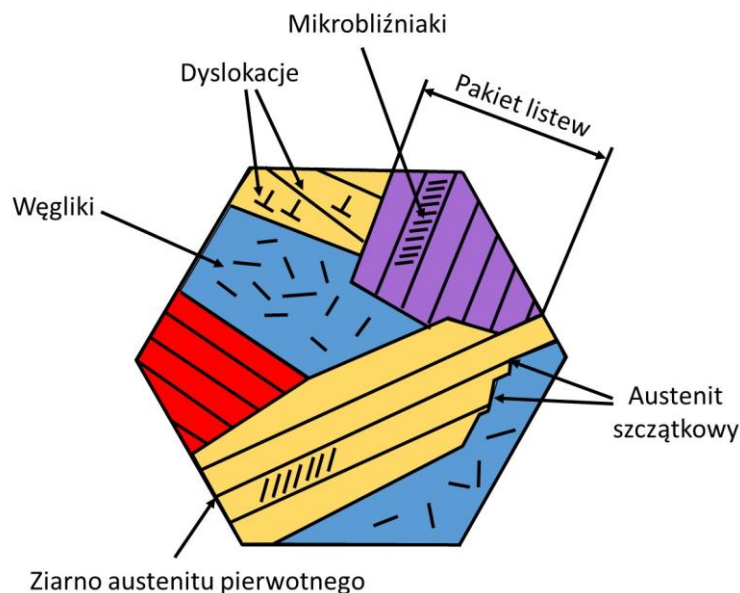
Rodzaj mikrostruktury martenzytycznej jest zależny od mechanizmu mikroodkształcenia przekształcającego ułożenie atomów austenitu w ułożenie charakterystyczne dla martenzytu. Dyslokacyjny martenzyt listwowy powstaje gdy mikroodkształcenie jest realizowane przez poślizg, natomiast w wyniku odkształcenia powstającego przez bliźniakowanie – struktura składa się ze zbliźniaczonego martenzytu płytkowego. Pomiędzy tymi dwoma typami martenzytów istnieje stopniowe przejście, z którego wynika obecność zakresu mikrostruktur mieszanych. Typ odkształcenia jest zależny od zakresu temperatury przemiany martenzytycznej. W wyższej temperaturze istnieje większe prawdopodobieństwo przebiegu mechanizmu poślizgu, a w niższej – bliźniakowania. Na wartości temperatury M_s i M_f największy wpływ ma skład chemiczny austenitu przed przemianą oraz prędkość chłodzenia. Na rys. 7 przedstawiono wpływ zawartości węgla i substytucyjnych pierwiastków stopowych na rodzaj powstającej struktury martenzytycznej [43].



Rys. 7. Wpływ zawartości węgla, manganu, niklu i chromu na typ struktury martenzytycznej oraz temperaturę M_s [43]

W mikrostrukturze dyslokacyjnego martenzytu listwowego stałym elementem jest austenit szczątkowy w postaci cienkich filmów o grubości w zakresie od 100 do 300 Å umiejscowionych pomiędzy listwami martenzytu. Schemat mikrostruktury dyslokacyjnego martenzytu listwowego przedstawiono na rys. 8.

Austenit szczątkowy jest stabilny w niższych temperaturach oraz nie podlega przemianie podczas niewielkiego odkształcenia plastycznego. Austenit szczątkowy w postaci listwowej jest silnie wzbogacony w węgiel, stąd jego stabilizacja ma w dużej mierze charakter chemiczny. Po wygrzewaniu realizowanym w zakresie temperatury $300\div 400^{\circ}\text{C}$, austenit szczątkowy ulega przemianie w ferryt oraz węgliki, co jest powodem obniżenia ciągliwości stali [43].



Rys. 8. Schemat budowy mikrostruktury dyslokacyjnego martenzytu listwowego [43]

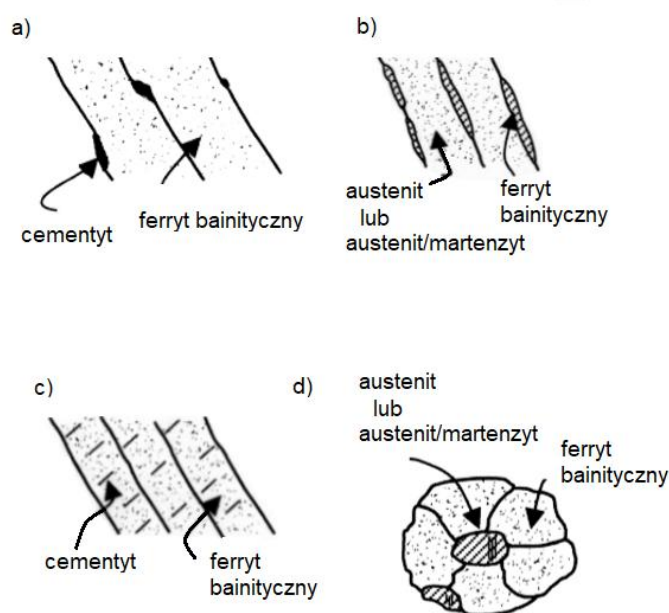
Przykładowo w pracy [43] badano stale o strukturze martenzytu dyslokacyjnego zawierające ok. 0,25% C, 2% Cr i 1,20% Mn oraz mikrododatek Nb. Te stosunkowo tanie stale po zahartowaniu z temperatury końca obróbki plastycznej na gorąco wykazują wysoką wytrzymałość ($R_m = 1500\div 1600$ MPa, $R_e = 1100\div 1200$ MPa), dobrą plastyczność oraz odporność na pękanie. Mikrostruktura składała się z dyslokacyjnego martenzytu listwowego oraz niewielkiej ilości austenitu szczątkowego (od 5% do 7%). Innym przykładem jest stal badana w pracy [44] zawierająca 0,17% C, 0,92% Mn, 0,29% Mo oraz mikrododatki Ti, V i B. Stal ta po zahartowaniu w wodzie bezpośrednio z temperatury końca obróbki plastycznej osiągnęła wysokie własności mechaniczne ($R_e = 1100$ MPa oraz $KV^{-20^{\circ}\text{C}} = 48$ J).

1.1.4. Stale o strukturze bainitycznej

Stale o strukturze bainitycznej stwarzają możliwość uzyskania pośredniego zakresu własności mechanicznych, lokującego się pomiędzy stalami o strukturze ferrytyczno-perlitycznej a stalami o strukturze martenzytycznej. Stale bainityczne przeznaczone na odkuwki mają podobny skład chemiczny do stali mikrostopowych ferrytyczno-perlitycznych

o podwyższonej ciągliwości, natomiast w celu podwyższenia hartowności dodatkowo wprowadza się do nich Mo lub Cr w ilości nieprzekraczającej 1% oraz niekiedy V w ilości do 0,15%. Źródła literaturowe dotyczące elementów kutek ze stali bainitycznych podają, że pełne lub częściowe zastąpienie perlitu bainitem w stalach ferrytyczno-perlitycznych pozwala na zwiększenie ciągliwości, również w temperaturze obniżonej [4,36,45].

W stalach bainitycznych po przeprowadzeniu obróbki cieplnej powstają różne, złożone morfologicznie rodzaje bainitu utworzone w wyniku niepełnej przemiany bainitycznej. Możliwość oddziaływania na morfologię tych faz pozwala kształtować własności mechaniczne stali bainitycznych. Współczesna klasyfikacja typów morfologicznych bainitu została zaproponowana w pracy [46] i przedstawiona na rys. 9.



Rys. 9. Współczesna klasyfikacja typów morfologicznych bainitu występujących w stalach bainitycznych: a) bainit górny, b) bainit bezwęglkowy, c) bainit dolny, d) ferryt bainityczny [46]

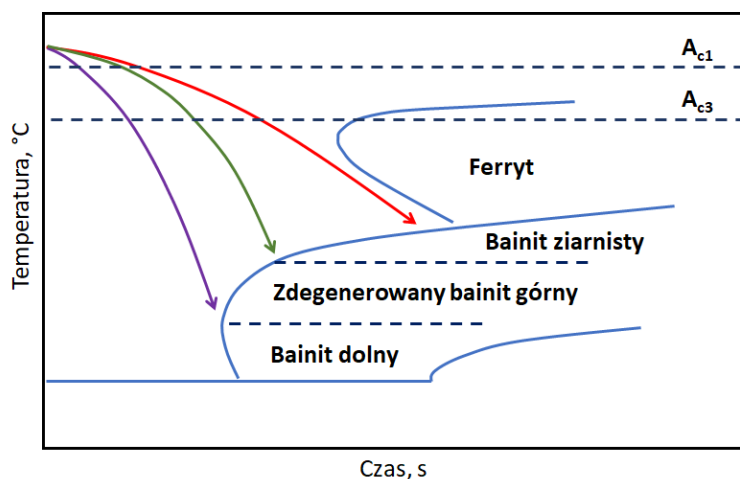
Klasyfikacja zestawiona poniżej uwzględnia nowe typy bainitu powstałego z uwzględnieniem przebiegu niekompletnej przemiany bainitycznej [36,46,47]:

- bainit górny – składa się z podłużnych listew ferrytu bainitycznego, które na granicach poszczególnych listew zawierają wydzielienia cementytu,
- zdegenerowany bainit górny – nazwa ta wiąże się z produktami niekompletnej przemiany austenitu, które zawiera końcowa mikrostruktura stali. Zdegenerowany bainit górny powstaje wtedy, gdy składniki stopowe blokują wydzielenie się cementytu i w jego miejsce, na granicach poszczególnych listew ferrytu bainitycznego, tworzy się

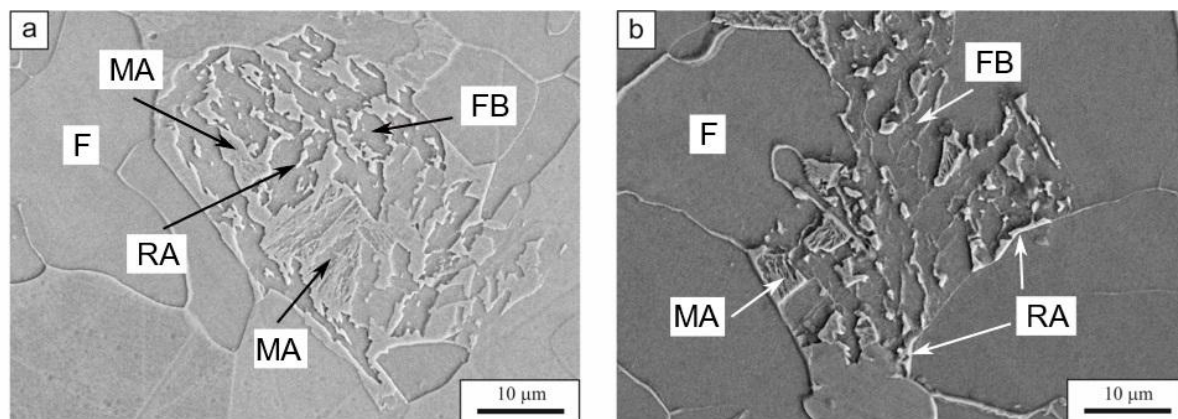
austenit szczątkowy wzbogacony w węgiel, bądź wydłużone obszary austenityczno-martenzytyczne (M-A),

- bainit dolny – składa się z ferrytu bainitycznego w postaci listew, które zawierają wydzielenia cementytu w ich wnętrzu,
- bainit ziarnisty – składa się z nieregularnych ziarn ferrytu oraz cząstek fazy, którą zwykle stanowią wyspy austenityczne bądź austenityczno-martenzytyczne. Ten typ bainitu tworzy się w wysokotemperaturowym zakresie przemiany bainitycznej – poniżej temperatury B_s . Jego szczególną cechą jest brak występujących w mikrostrukturze węglików, a także minimalny udział cienkich filmów między ziarnami ferrytu bainitycznego. Rosnące ziarna ferrytu bainitycznego blokują obszary w austenicie, które, zależnie od ilości węgla oraz wielkości, są stabilne bądź w trakcie dalszego obniżania temperatury podlegają różnym przemianom fazowym. Wraz z przebiegiem przemiany jednocześnie występuje segregacja węgla, co jest efektem powstawania dużego gradientu stężenia węgla w austenicie nieprzemienionym. Obszary austenitu silnie wzbogacone w węgiel i w otoczeniu granicy fazowej nie podlegają przemianie w trakcie końcowego chłodzenia materiału do temperatury otoczenia. Natomiast mniejsza ilość węgla w środkowych obszarach austenitu nieprzemienionego może skutkować przemianą oraz wytworzeniem różnych pod względem morfologii produktów przemiany fazy γ we wnętrzu otoczki austenitu stabilnego.

Zakresy temperaturowe oraz warunki chłodzenia dla powstawania poszczególnych rodzajów bainitów, przedstawiono schematycznie na rys. 10. Badania przeprowadzone w pracy [36] wykazały, że bainit ziarnisty (rys. 11) jest właściwym typem morfologicznym na półwyroby przeznaczone do kucia na zimno.



Rys. 10. Warunki otrzymywania poszczególnych typów bainitu [36]

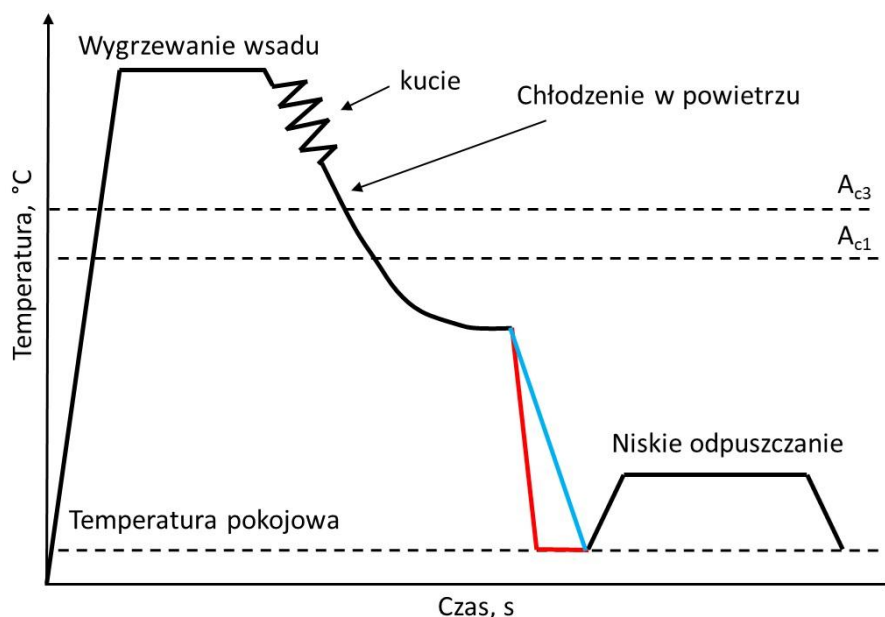


Rys. 11. Mikrostruktura bainitu ziarnistego stali 0,17C-2Mn-1Si-0,2Mo z mikrododatkami 0,031% Ti i 0,022% V, otrzymana przy zastosowaniu różnych szybkości chłodzenia: (a) 0,1 °C/s, (b) 1 °C/s, gdzie: F – ferryt, FB – ferryt bainityczny, MA – wyspy martenzytowo-austenityczne, RA – austenit szczątkowy [48]

Stale bainityczne otrzymane po zastosowaniu regulowanego chłodzenia bezpośrednio po kuciu są znacznie rzadziej stosowane, w porównaniu ze stalami ferrytyczno-perlitycznymi, ze względu na problemy występujące z zapewnieniem odpowiedniej jednorodności mikrostruktury oraz skrawalności [36].

1.1.5. Stale o strukturze ferrytyczno-bainitycznej i ferrytyczno-martenzytowej

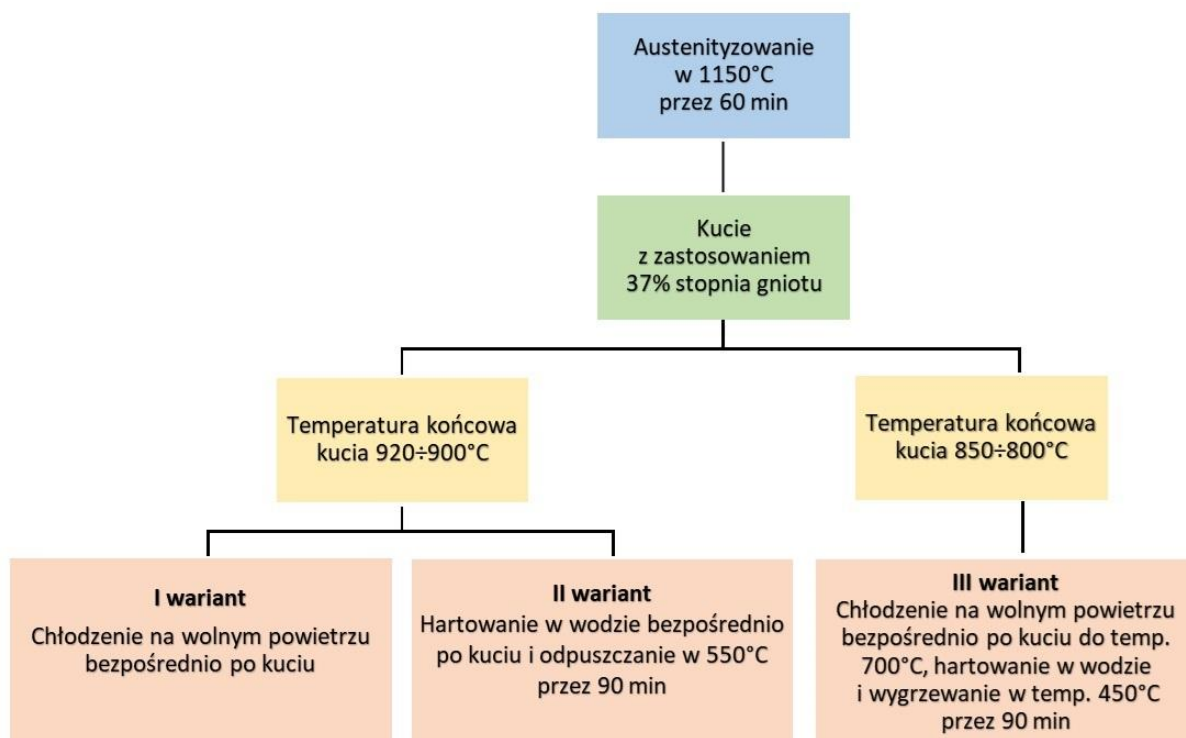
Inną grupę stali z powodzeniem stosowaną na odkuwki stanowią stale dwufazowe. Profile chłodzenia bezpośrednio po kuciu w celu uzyskania struktury ferrytyczno-bainitycznej i ferrytyczno-martenzytowej przedstawiono na rys. 12.



Rys. 12. Profile chłodzenia odkuwek o strukturze: ferrytyczno-bainitycznej (niebieska linia) oraz ferrytyczno-martenzytowej (czerwona linia) [49,50]

Stale dwufazowe mają podobne składy chemiczne do stali niskostopowych o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, natomiast zastosowane dwustopniowe chłodzenie umożliwia otrzymanie struktury dwufazowej/wielofazowej. W skład otrzymanej mikrostruktury wchodzi powstały podczas początkowego chłodzenia na powietrzu poligonalny ferryt (faza miękka) oraz wyspy bainitu i martenzytu (faza twarda) otrzymane w trakcie szybkiego chłodzenia przeprowadzonego w drugim etapie obróbki. Podczas następnego wygrzewania w temperaturze około 400°C zachodzi odpuszczanie faz twardych oraz umocnienie dyspersyjne ferrytu. Taka obróbka jest droższa w porównaniu do jednostopniowego chłodzenia mikrostopowych stali ferrytyczno-perlitycznych, natomiast pozwala na uzyskanie korzystnego zespołu własności mechanicznych, podobnych do własności charakteryzujących stale ulepszone cieplnie [49,50].

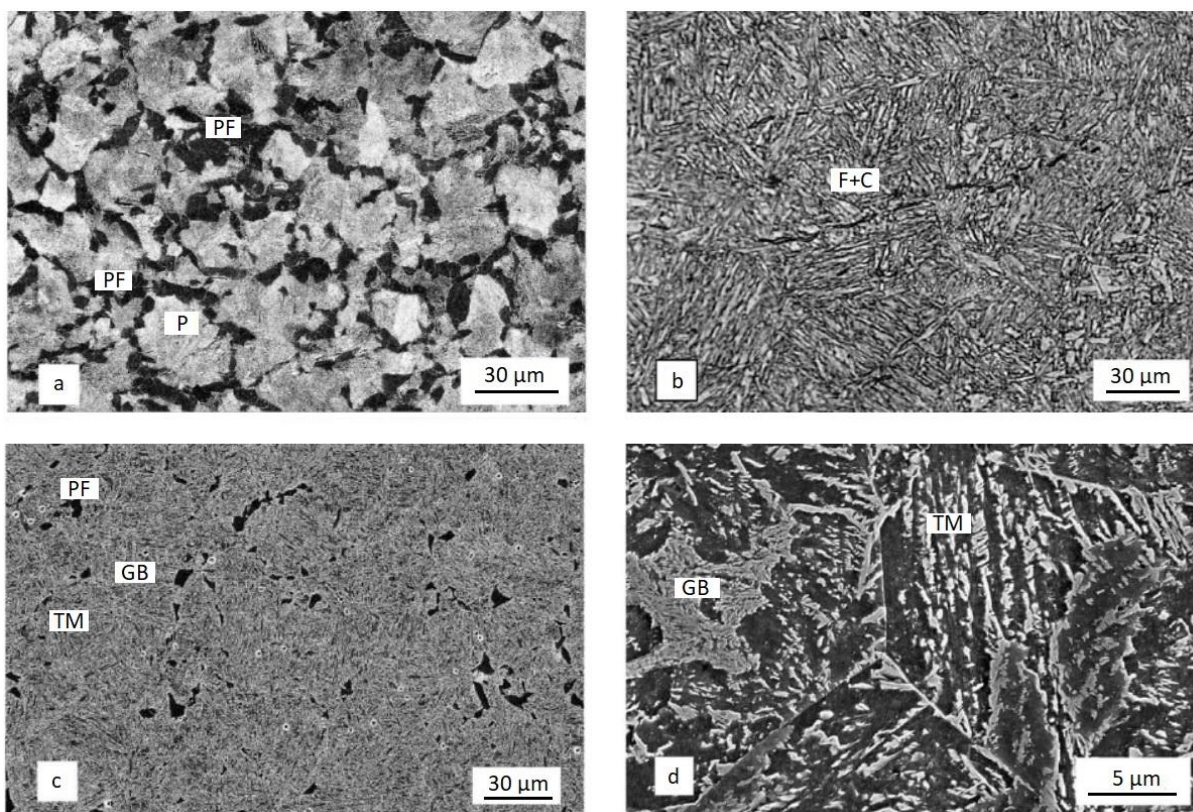
W pracy [51] przedstawiono wyniki badań wpływu sposobu chłodzenia na strukturę oraz własności mechaniczne stali mikrostopowej gatunku 38MnSiVS5, zawierającej 0,38% C, 0,68% Si, 1,5% Mn, 0,022% P, 0,18% Cr, 0,06% S, 0,11% V oraz 0,006% N. Próbkę badanej stali austenizowano w temperaturze 1150°C przez 1h, a następnie poddano kuciu stosując 37% stopień gniotu. Następnie próbki chłodzono bezpośrednio z temperatury końca kucia w trzech wariantach przedstawionych w dolnym wierszu na rys. 13.



Rys. 13. Sekwencja przeprowadzonej obróbki cieplno-plastycznej stali 38MnSiVS5 [51]

Pierwszy wariant obróbki cieplno-plastycznej polegający na bezpośrednim chłodzeniu na wolnym powietrzu, zapewnił uzyskanie struktury składającej się z perlitu oraz poligonalnego

ferrytu. W drugim wariantcie próbki hartowano w wodzie i odpuszczano w temperaturze 550°C przez 90 min. Po tej obróbce uzyskano strukturę składającą się z martenzytu wysokoodpuszczonego z węglkami. W trzecim wariantcie próbki poddano dwustopniowemu chłodzeniu: początkowo na wolnym powietrzu do osiągnięcia temperatury 700°C, następnie hartowano je w wodzie i w końcowym etapie wygrzewano w temperaturze 450°C przez 90 min. Tym sposobem uzyskano strukturę wielofazową, składającą się z perlitu, bainitu ziarnistego i martenzytu odpuszczonego. Otrzymane mikrostruktury przedstawiono na rys. 14.

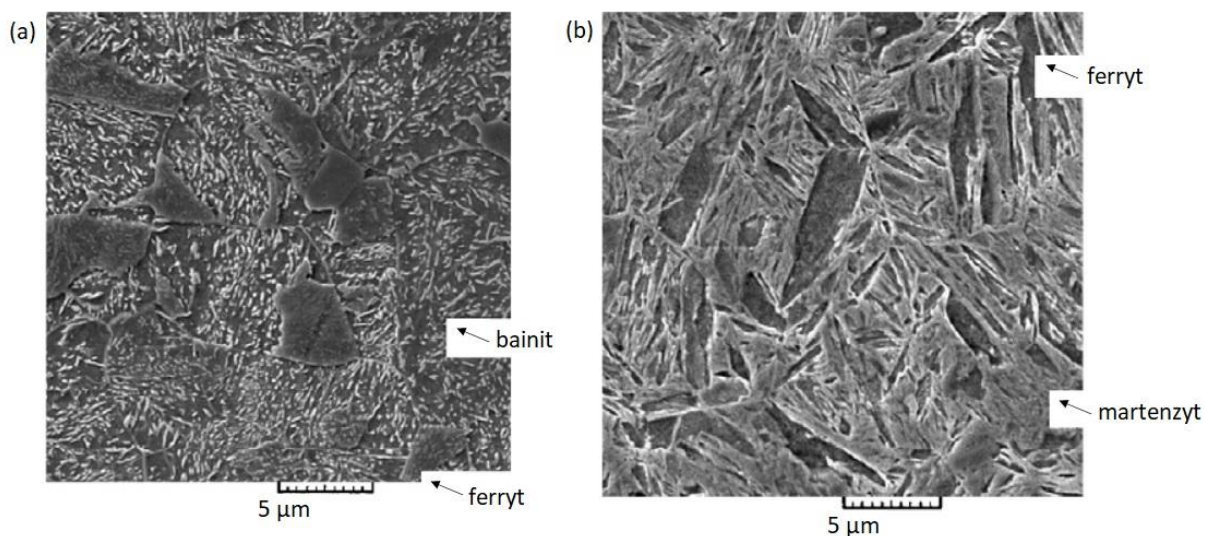


Rys. 14. Mikrostruktury przedstawiające: a) poligonalny ferryt (PF) i perlit (P) po bezpośrednim chłodzeniu na powietrzu, b) równomiernie rozłożone węgliki w osnowie martenzytu po hartowaniu w wodzie i wysokim odpuszczaniu, c) poligonalny ferryt (PF), bainit granularny (GB) i martenzyt odpuszczony (TM) po dwustopniowym chłodzeniu i wygrzewaniu, d) struktura z rys. 14c przy większym powiększeniu [51]

W pracy [51] wykazano, że próbki stali gatunku 38MnSiVS5 wytworzone wg trzeciego wariantu osiągnęły bardzo wysokie własności wytrzymałościowe, jednocześnie zachowując zadowalającą plastyczność. Stal o strukturze wielofazowej wykazała najwyższą umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$ wynoszącą około 1285 MPa oraz wytrzymałość na rozciąganie R_m około 1370 MPa, w porównaniu do stali o strukturze ferrytyczno-perlitycznej ($R_{p0,2}$ około 706 MPa i R_m około 970 MPa) czy martenzytycznej ($R_{p0,2}$ około 1160 MPa i R_m około 1244 MPa). Jednocześnie dla stali wielofazowej zaobserwowano najniższą wartość wydłużenia

wynoszącą około 12%. W przypadku stali martenzytycznej wartość wydłużenia wynosiła 14%, a w przypadku stali ferrytyczno-perlitycznej – 19% [51].

Podobne badania dotyczące porównania własności stali o strukturze ferrytyczno-bainitycznej, ferrytyczno-martenzytycznej oraz bainitycznej przeprowadzono w pracy [52]. Próbkę stali gatunku 4340 zawierającej 0,40% C, 0,29% Si, 0,62% Mn, 0,019% P, 0,73% Cr, 0,004% S, 1,77% Ni oraz 0,21% Mo austenitzowano w temperaturze 850°C przez 60 minut, a następnie chłodzono do temperatury 300°C i wytrzymało izotermicznie przez 60 minut w celu otrzymania struktury bainitycznej. Próbkę z tej samej stali austenitzowano w identycznych warunkach, a następnie wytrzymało izotermicznie w 700°C przez 100 minut, hartowano izotermicznie w temperaturze 300°C przez 1h i chłodzono na powietrzu. W efekcie otrzymano stal o strukturze ferrytyczno-bainitycznej, przy czym udział ferrytu wynosił 34%. W celu otrzymania stali o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej, po austenitzowaniu w temperaturze 850°C przez 60 minut przeprowadzono wytrzymało izotermiczne próbek w 700°C przez 100 minut i następnie hartowano w oleju. Otrzymane mikrostruktury przedstawiono na rys. 15 [52].



Rys. 15. Mikrostruktura stali: a) ferrytyczno-bainityczna, b) ferrytyczno-martenzytyczna [52]

Stal o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej wykazała najwyższą wartość umownej granicy plastyczności ($R_{p0,2}$ około 1914 MPa) oraz wytrzymałości na rozciąganie (R_m około 2190 MPa) kosztem uzyskania bardzo niskiego wydłużenia – około 8%. Nieco niższe własności wytrzymałościowe ($R_{p0,2}$ około 1494 MPa, R_m około 1706 MPa) przy wydłużeniu około 12,5% uzyskała stal bainityczna, a w przypadku stali bainityczno-ferrytycznej uzyskano najwyższą wartość wydłużenia około 14%, przy niewielkim obniżeniu umownej granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie ($R_{p0,2}$ około 1244 MPa, R_m około 1424 MPa) [52].

1.2. Nowoczesne stale na odkuwki z austenitem szczątkowym

Nowoczesne metody wytwarzania wyrobów stosowanych w przemyśle motoryzacyjnym, maszynowym, kolejowym, morskim etc. wymagają zastosowania stali cechującej się wysoką granicą plastyczności oraz wytrzymałością na rozciąganie, odpornością na pękanie oraz dobrą skrawalnością przy akceptowalnym koszcie wytwarzania. Dodatkowo, w przypadku stali do ulepszania cieplnego ważna jest wysoka hartowność, gwarantująca zachowanie jednorodnej mikrostruktury i własności mechanicznych w całym przekroju elementu. Obecnie te wymagania mogą zostać spełnione przez stale o strukturze wielofazowej, które coraz częściej stanowią obszar zainteresowania w różnych gałęziach przemysłu. Połączenie wysokiej wytrzymałości wraz z wysoką odkształcalnością technologiczną stali wymaga obecności kilku składników strukturalnych cechujących się odmiennymi własnościami mechanicznymi [53,54].

Wielofazowe stale średniomanganowe zawierają Mn w ilości 3-12%, natomiast najczęściej stosuje się te o zawartości 5-8% Mn oraz 0,1-0,25% C. Stale średniomanganowe, zależnie od przeprowadzonej obróbki cieplnej, mogą mieć ultradrobnoziarnistą strukturę ferrytyczno-austenityczną bądź bainityczno-martenzytyczną z austenitem szczątkowym. Uzyskanie dobrych własności plastycznych w stalach średniomanganowych jest możliwe dzięki zwiększeniu udziału austenitu szczątkowego, zwykle kształtującego się w przedziale od 20 do 40%. Jest to możliwe poprzez rozdrobnienie ziarna oraz wzbogacenie austenitu w pierwiastki stabilizujące, takie jak węgiel oraz mangan. Proces ten wymaga osiągnięcia przez stal zakresu temperatury, który umożliwi otrzymanie struktury wielofazowej, składającej się z fazy γ oraz α – ferrytu, ferrytu bainitycznego lub martenzytu. Ferryt wykazuje bardzo niewielką rozpuszczalność węgla, przez co jego nadmiar zostaje wyparty. Drogą dyfuzji przechodzi on do austenitu, powodując jego wzbogacenie oraz, poprzez obniżenie temperatury M_s , stabilizację do temperatury pokojowej. Przy zastosowaniu odpowiednio długich czasów wygrzewania, obniżenie temperatury początku przemiany martenzytycznej może wystąpić na drodze dyfuzji manganu. Uzyskanie około 40% udziału austenitu wiąże się z koniecznością wytworzenia fazy α w ilości większej niż 50%. W przeciwnym razie dojdzie do otrzymania zbyt niewielkiego stężenia nadmiarowych atomów Mn oraz C, a austenit nie zostanie wystarczająco wzbogacony i w efekcie ulegnie przemianie martenzytycznej w trakcie chłodzenia do temperatury pokojowej [1,51,52].

Stale o strukturze wielofazowej wykazują dużą podatność na umocnienie odkształceniowe. Ich struktura jest zbudowana częściowo z osnowy ferrytycznej, a także z fazy umacniającej cechującej się wyższą twardością niż perlit (w przypadku stali wielofazowej ten warunek

spełniają wysepki martenzytu lub bainitu). Podział stali wielofazowych wraz z rodzajem osnowy oraz fazy umacniającej zestawiono w tablicy 4. Dalsze zwiększenie wytrzymałości zachodzi poprzez zastąpienie osnowy ferrytycznej bainitem, ultradrobnoziarnistym ferrytem bądź martenzytem. Wtedy drugą fazę stanowi metastabilny austenit szczątkowy, który ulega kontrolowanej przemianie martenzytycznej przez działanie obciążenia [53,55].

Tablica 4

Mikrostruktura wysokowytrzymałych stali wielofazowych [53]

Rodzaj stali	Osnowa	Faza umacniająca
wielofazowa (TRIP)	ferryt	bainit lub martenzyt odkształceniowy
wielofazowa (CP)	ferryt drobnoziarnisty	bainit lub martenzyt
martenzytyczna (QP)	martenzyt	martenzyt odkształceniowy
martenzytyczna (HF)	martenzyt	martenzyt lub austenit
bainityczna (TRIP)	bainit	martenzyt odkształceniowy
nanobainityczna	nanobainit	martenzyt odkształceniowy

Przyczyną umocnienia odkształceniowego w trakcie kształtowania stalowych półproduktów jest interakcja równomiernie rozłożonych wysepek martenzytycznych bądź bainitycznych z przemianą martenzytyczną indukowaną odkształceniem i drobno-dyspersyjnymi wydzieleniami węglikoazotków. Natomiast jednoczesny wzrost wytrzymałości oraz plastyczności stali wielofazowych jest możliwy w trakcie stopniowego przebiegu umocnienia, powstałego dzięki kontroli udziału i wielkości faz miękkich oraz twardych, a także dzięki odpowiedniej metastabilności austenitu. Sprowadza się to do spełnienia tzw. warunku Considere [53], gdzie pojawienie się przewężenia próbki w trakcie próby rozciągania (równoznaczne z lokalizacją odkształcenia) wystąpi wtedy, gdy wzrost naprężenia powodowany zmniejszeniem przekroju poprzecznego rozciąganej próbki będzie większy niż przyrost naprężenia spowodowany umocnieniem odkształceniowym. Większe wydłużenie równomierne podczas formowania technologicznego jest równoznaczne z późniejszym powstaniem pęknięć i większą plastycznością materiału [53-56].

W porównaniu do stali mikrostopowych o wysokiej wytrzymałości typu HSLA, stale wielofazowe posiadają niewielką ilość dodatków stopowych. Duża czystość metalurgiczna jest niezbędnym warunkiem do jednoczesnego wystąpienia wysokiej wytrzymałości oraz plastyczności po obróbce cieplnej. Jest to związane z minimalną ilością gazów i zanieczyszczeń w postaci siarki oraz fosforu. Charakterystyczną cechą stali wielofazowych jest dodatek krzemu i/lub aluminium [53-56], co zostało przedstawione w tablicy 5.

Tablica 5

Typowe składy chemiczne stali wielofazowych [53]

Rodzaj stali	Skład chemiczny, % mas.						
	C	Mn	Si	Mo	Al	Cr	Inne
wielofazowa (TRIP)	0,2	1,5	1,5	–	–	–	–
wielofazowa (CP)	0,15	1,5	0,3	0,2	–	0,3	Ti, Nb
martenzytyczna (QP)	0,3	2	1,5	–	–	0,5	–
martenzytyczna (HF)	0,22	1,55	0,2	–	–	–	0,003 B
bainityczna (TRIP)	0,25	1,5	0,8	–	0,7	0,2	–
nanobainityczna	0,3	2	1,5	0,3	1,5	0,3	Nb, B

W przypadku stali zestawionych w tablicy 5, krzem oraz aluminium hamują proces wydzielania się węglików. W stalach wielofazowych istnieje niebezpieczeństwo wydzielania się cementytu bądź węglików chromu w trakcie przemiany perlitycznej oraz bainitycznej. Cementyt pochłania większą część węgla, co zapobiega stabilizacji termicznej austenitu do temperatury około 25°C. Natomiast wprowadzony do stali dodatek krzemu i/lub aluminium, a także kilkustopowa obróbka cieplna pozwalają na wytworzenie tzw. bainitu bezwęglowego. W trakcie jego wytwarzania zachodzi zjawisko stopniowego wzbogacania austenitu w węgiel, co jest możliwe wyłącznie wtedy, gdy nie doszło do wytworzenia perlitu bądź wydzielenia cementytu. Pod względem strukturalnym, bainit bezwęglowy jest podobny do klasycznego bainitu, jednak zamiast wydzielenia cementytu jest obecny austenit szczątkowy lub wyspy martenzytyczno-austenityczne (MA) [47,53-57].

W trakcie procesu technologicznego kształtowania produktów zachodzi przemiana martenzytyczna metastabilnego austenitu szczątkowego, która w efekcie zapobiega lokalizacji odkształcenia w materiale. W stalach z efektem TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) umocnienie odkształceniowe zachodzi wolniej w porównaniu do stali typu HSLA, DP (*Dual Phase*) czy IF (*Interstitial Free*). Ilościowy udział austenitu szczątkowego w mikrostrukturze zależy od zawartości węgla, manganu, krzemu, aluminium, a także od zastosowanej obróbki cieplnej bądź cieplno-plastycznej. Własności stali można również modyfikować przez zastosowanie mikrododatków (Ti, V lub Nb), które wpływają na zmniejszenie wielkości ziarn ferrytu i zwiększenie granicy plastyczności stali [19,47,58-66].

Większe umocnienie odkształceniowe stali związane z oddziaływaniem wysepek martenzytu, w porównaniu z drobnoziarnistą strukturą oraz dyspersyjnymi cząstkami faz międzywęzłowych w stalach mikrostopowych, zwróciły uwagę na możliwość dodatkowego umocnienia stali, związanego z zajściem przemiany martenzytycznej podczas odkształcenia plastycznego. Przemiana martenzytyczna austenitu indukowana odkształceniem plastycznym

stanowi podstawę współczesnych stali C-Mn-Si typu TRIP posiadających strukturę ferrytyczno-bainityczną z 5-15% udziałem metastabilnego austenitu szczątkowego, a także znajduje zastosowanie w kształtowaniu własności klasycznych austenitycznych stali typu Cr-Ni, typu maraging oraz w wysokomanganowych stalach austenitycznych. W przeciwieństwie do stali typu DP, przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt powoduje otrzymanie korzystnych wartości chwilowego wykładnika umocnienia n^* , właściwych dla uzyskania dużych równomiernych odkształceń. Wykładnik umocnienia n^* występuje w równaniu Ludwika-Hollomona [19,47, 67-75]:

$$\sigma = k\varepsilon^{n^*} \quad (1)$$

gdzie:

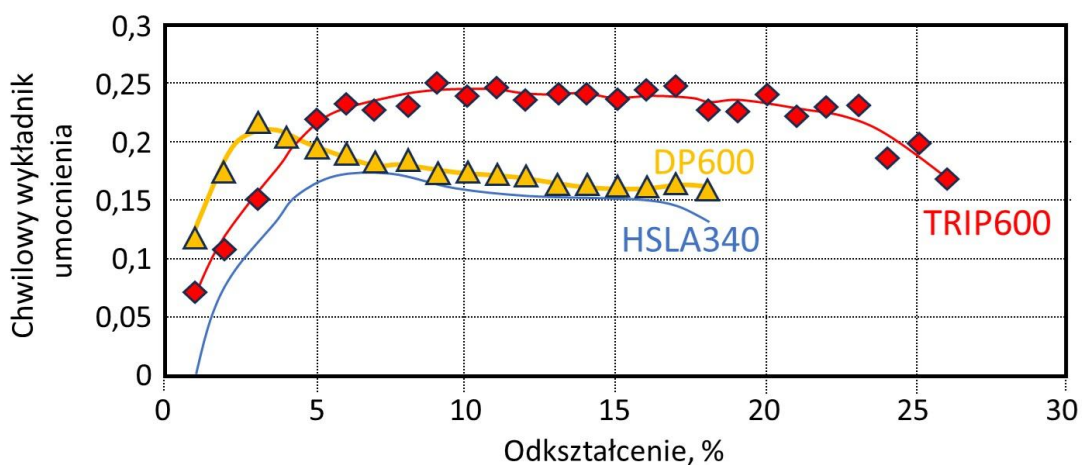
σ – naprężenie rzeczywiste,

k – współczynnik umocnienia,

ε – odkształcenie rzeczywiste,

n^* – chwilowy wykładnik umocnienia.

Dla stali wielofazowych, wartość chwilowego wykładnika umocnienia wraz z odkształceniem ulega zmianie, co jest efektem zmiany stanu strukturalnego. W przypadku stali typu TRIP – również zmiany składu fazowego stopu. W przypadku stali dwufazowych w początkowym etapie odkształcenia wartość chwilowego wykładnika umocnienia osiąga maksimum, a następnie szybko spada. Przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt powoduje zapobieganie lokalizacji odkształcenia, przez co chwilowy wykładnik umocnienia w stalach typu TRIP na początku przyjmuje niewielkie wartości, a następnie, w miarę postępowania odkształcenia, wartości te stopniowo rosną i kolejno utrzymują się na stałym poziomie (rys. 16).



Rys. 16. Zmiana wartości chwilowego wykładnika umocnienia w funkcji odkształcenia dla wybranych stali HSLA, DP oraz TRIP o podobnej granicy plastyczności [47,76]

Chwilowy wykładnik umocnienia wyrażony jest zależnością [47,76]:

$$n^* = \frac{d(\ln\sigma)}{d(\ln\varepsilon)} \quad (2)$$

gdzie:

σ – naprężenie rzeczywiste,

ε – odkształcenie rzeczywiste.

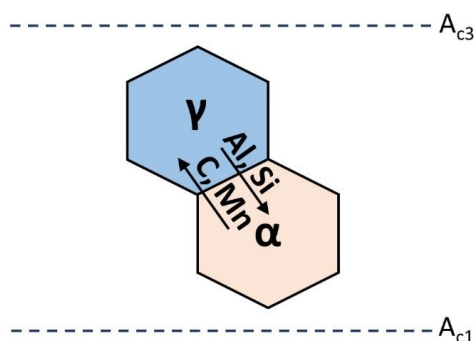
1.2.1. Stale o osnowie ferrytycznej

Stale wielofazowe o osnowie ferrytycznej są stalami niskostopowymi typu C-Mn-Si, C-Mn-Al, C-Mn-Si-Al oraz C-Mn-Al-(Mo)-(Nb)-(Ti) i najczęściej zawierają 0,2% C, 1,5% Mn, 1,5% Si oraz 2% Al. Stale te składają się z miękkiej osnowy, którą stanowi ultradrobnoziarnisty ferryt, oraz z austenitu szczątkowego, którego udział wynosi 30-50%. Największy wpływ na uzyskane własności mechaniczne wywiera austenit szczątkowy, który może występować w postaci [19,47, 58-76]:

- nieregularnych ziarn w osnowie ferrytu poligonalnego,
- nieregularnych ziarn bądź warstwowych obszarów otoczonych przez ferryt iglasty,
- nieregularnych ziarn bądź warstwowych obszarów otoczonych przez pakiety listew ferrytu bainitycznego,
- warstwowych obszarów otoczonych przez listwy martenzytu,
- wysp martenzytyczno-austenitycznych.

Obecność znacznej ilości austenitu szczątkowego w strukturze pozwala na uzyskanie bardzo dobrej ciągliwości, uderności oraz przeciwdziałania propagacji i powstawaniu mikropęknięć. Kilkuprocentowy udział manganu zapewnia odpowiednią hartowność, a w efekcie uzyskanie struktury martenzytycznej [58-76].

Obecnie najczęściej stosowaną metodą obróbki cieplnej stali średniomanganowych jest wyżarzanie międzykrytyczne. Jest to proces polegający na wytrzymaniu stali w temperaturze pomiędzy A_{c3} a A_{c1} , czyli w temperaturze współwystępowania austenitu i ferrytu. Wyżarzanie międzykrytyczne stosuje się zarówno dla taśm zimnowalcowanych, jak i gorącowałcowanych o strukturze wyjściowej martenzytu niskowęglowego. W trakcie procesu wyżarzania międzykrytycznego zachodzi przemiana struktury martenzytycznej w ferryt oraz austenit. Węgiel i mangan dyfundują do powstałego austenitu, a aluminium oraz krzem wzbogacają ferryt. Proces ten został schematycznie przedstawiony na rys. 17.



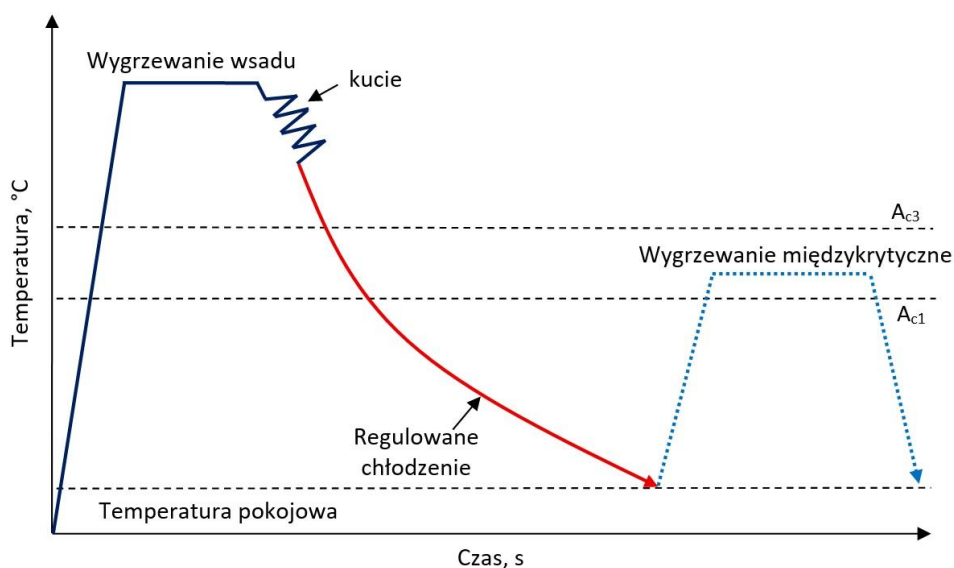
Rys. 17. Schemat procesu dyfuzji węgla oraz manganu do powstającego austenitu oraz dyfuzji aluminium i krzemu do ferrytu [77,78]

Po zakończeniu procesu wzbogacania fazy γ następuje chłodzenie stali z dowolną szybkością do temperatury pokojowej. Wówczas struktura złożona jest z ferrytu oraz stabilnego austenitu szczątkowego [77,78].

Obróbka cieplna stali wielofazowych o osnowie ferrytycznej polega na swobodnym chłodzeniu na powietrzu po kuciu na gorąco, co stanowi rozwiązanie znacznie upraszczające proces technologiczny. Innowacją stanowi zastosowanie po kuciu wyżarzania międzykrytycznego w zakresie temperatury 650-800°C, podczas którego dochodzi do odwrotnej przemiany martenzytycznej (rys. 18). Rezultatem przebiegu odwrotnej przemiany martenzytycznej w stalach średniomanganowych jest wzbogacenie austenitu w węgiel poprzez jego redystrybucję z ferrytu do austenitu. Przy zastosowaniu odpowiednio długiego czasu wytrzymania może również dojść do redystrybucji manganu stabilizującego austenit do temperatury pokojowej wskutek obniżenia temperatury M_s , a w efekcie uzyskanie znacznie większego udziału austenitu szczątkowego [12].

W pracy [12] zbadano wpływ wyżarzania międzykrytycznego dla nowo opracowanych stali średniomanganowych przeznaczonych na odkuwki (0,15÷0,19% C, 0,49÷0,50% Si, 3,99÷4,02% Mn, 0,008÷0,011% P, 0,009÷0,011% S, 0,025÷0,031% Al, 0,02÷0,2% Mo, 0,02% Ti, 0,033÷0,035% Nb, 0,0016÷0,0057% B, 0,01÷0,011% N). Przy zastosowaniu wyżarzania międzykrytycznego w temperaturze 625°C nie odnotowano szczególnych zmian w strukturze oraz własnościach, natomiast podczas zwiększenia temperatury do 650°C i 675°C wykazano wzrost wytrzymałości na rozciąganie o 160 MPa, oraz obniżenie granicy plastyczności o 180 MPa. Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania zwiększeniu uległo wydłużenie całkowite, osiągając maksymalną wartość 27%. Porównując temperaturę wyżarzania 625°C, 650°C i 675°C, energia łamania Charpy'ego znacząco zwiększyła się po wyżarzaniu w temperaturze 650°C (101 J), ale ponownie obniżyła się po wyżarzaniu w temperaturze 675°C (62 J). Zaobserwowaną zmianę energii łamania można wytłumaczyć

z jednej strony efektem TRIP, a z drugiej wpływem mniejszej segregacji manganu na granicach ziarn. Austenit jest wzbogacony manganem i węglem, co może skutkować efektem TRIP podczas odkształcania, przyczyniając się do poprawy plastyczności i wytrzymałości. Natomiast w przypadku gdy udział austenitu będzie stanowić więcej niż 10%, lokalne wzbogacenie w mangan i węgiel zmniejsza się, co może prowadzić do zróżnicowanej stabilności austenitu [12,79,80]. Schematyczny rozwój mikrostruktury w zależności od temperatury wyżarzania przedstawiono na rys. 19.

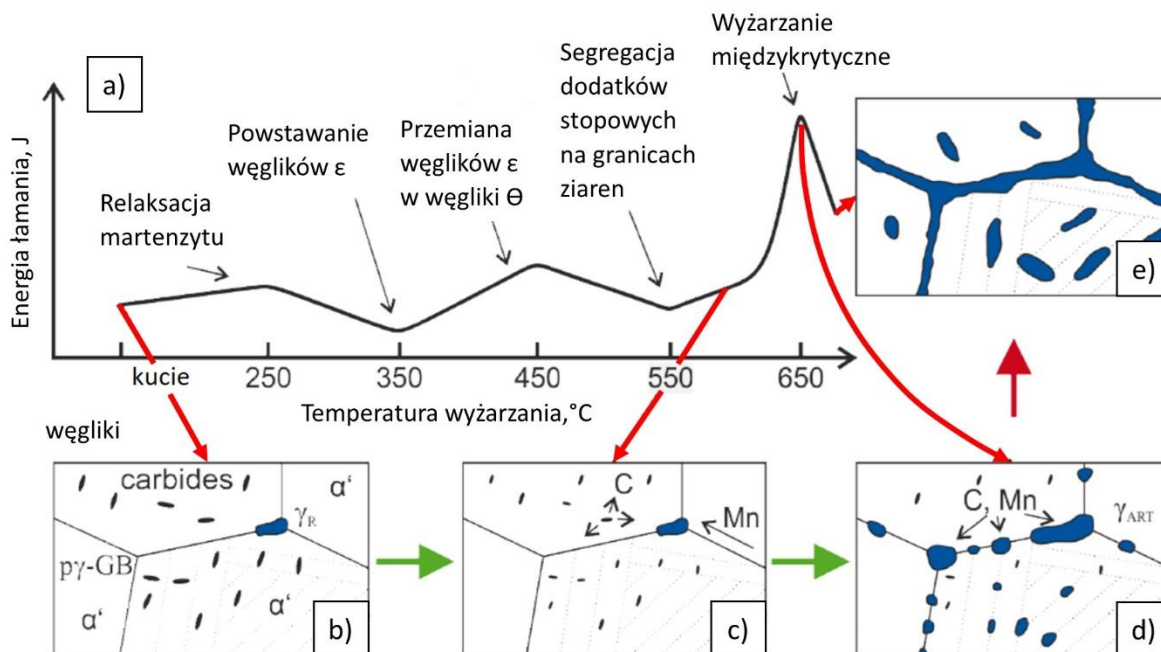


Rys. 18. Schemat wytwarzania odkuwek o strukturze ferrytyczno-austenitycznej [12]

Ze względu na wzbogacenie manganem granic listew martenzytycznych oraz granic ziarn austenitu pierwotnego, podczas obróbki cieplnej w tych rejonach austenit będzie powstawał wcześniej. Ze względu na wysoką dyfuzję manganu na granicy ziarn, jego segregacja w tych obszarach zostanie zmniejszona przez wyspy austenitu, co z kolei prowadzi do umocnienia granic ziarn. Dzięki obecności pierwiastków wzmacniających granice ziarn (B, Mo) wyżarzanie międzykrytyczne istotnie zwiększa udarność kosztem granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Zmniejszenie wytrzymałości jest spowodowane absorpcją węgla przez austenit.

Z rys. 19 wynika, że w stanie kutym materiał charakteryzuje się mikrostrukturą martenzytyczną wraz z węglkami oraz niewielką ilością austenitu szczątkowego. Po wyżarzaniu międzykrytycznym powyżej temperatury rozpuszczania węglików, osnowa zostaje wzbogacona w węgiel, podczas gdy mangan dyfunduje wzdłuż granic ziarn austenitu pierwotnego. Poprzez wzbogacenie tych obszarów w mangan i węgiel, następuje zarodkowanie austenitu nanostrukturalnego i jednocześnie jego stabilizacja. Po przekroczeniu optymalnej

temperatury 650°C, austenit tworzy cienkie warstwy na granicach ziarn, co znacząco obniża energię łamania [12,81].



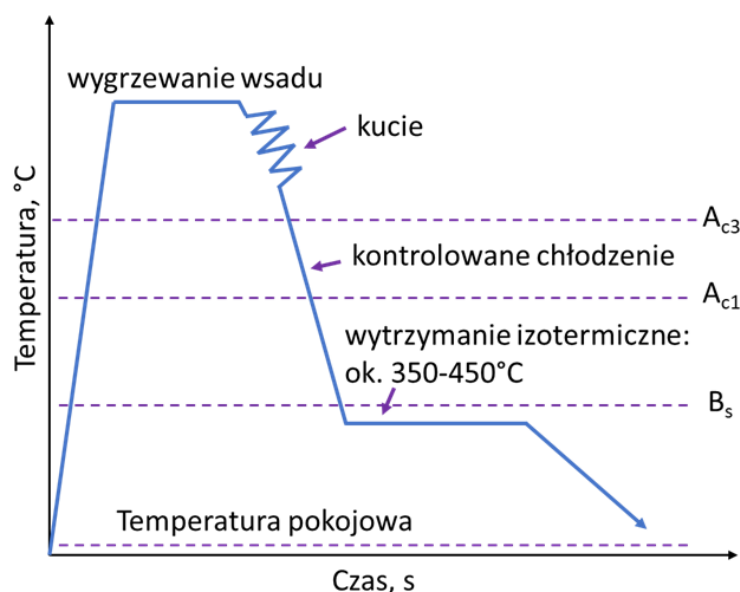
Rys. 19. Korelacja zmian energii łamania próbek Charpy’ego (a) i morfologii austenitu w procesie wyżarzania międzykrytycznego na rozwój mikrostruktury (b-e): a’ – osnowa martenzytyczna, γ_R – austenit szczątkowy, γ_{ART} – austenit po wyżarzaniu międzykrytycznym, pγ-GB – granice ziarn austenitu pierwotnego [12]

1.2.2. Stale o osnowie bainitycznej

W wyniku podwyższenia temperatury austenitzowania stali od zakresu dwufazowego do temperatury powyżej A_{c3} oraz przyspieszonego chłodzenia do osiągnięcia temperatury przystanku izotermicznego, w którym zachodzi przemiana bainityczna, uzyskuje się strukturę bainityczną z austenitem szczątkowym. Jednak w trakcie ciągłego chłodzenia przemiana fazowa występuje w bardzo szerokim zakresie temperaturowym, dlatego w strukturze wyrobu może wystąpić kilka różnych typów bainitu, a wysokie wartości temperatury przemiany ograniczają powstawanie austenitu szczątkowego. W stalach wielofazowych o osnowie ferrytycznej występuje bardzo duża różnica twardości pomiędzy ferrytem a martenzytem utworzonym w trakcie odkształcenia plastycznego. Zmniejszenie różnicy w twardości między tymi składnikami skutkuje polepszeniem jednorodności mikrostruktury, dzięki czemu stal będzie charakteryzować się większą odkształcalnością technologiczną oraz lepszymi własnościami wytrzymałościowymi. Dlatego niezwykle istotna jest lokalna ciągłość zależna od mikrostruktury stali (im wyższa jednorodność struktury, tym lepsza lokalna ciągłość), czego nie mogą zapewnić konwencjonalne stale. Dodatkowo mikrododatki Ti lub Nb wpływają

korzystanie na zmniejszenie wielkości listew bainitycznych, co z kolei wpływa na zwiększenie udarności stali [82-85].

W pracy [20] szczegółowo zbadano stale o strukturze bainitycznej z austenitem szczątkowym do produkcji odkuwek matrycowych. W tym celu zastosowano kontrolowane chłodzenie po kuciu do osiągnięcia zakresu przemiany bainitycznej (ok. 350-450°C) oraz wytrzymanie izotermiczne w tym zakresie temperaturowym (rys. 20).



Rys. 20. Schemat wytwarzania odkuwek ze stali bainityczno-austenitycznej z wytrzymaniem izotermicznym po kuciu na gorąco [20]

Analizowane w pracy [20] stale (0,4% C, 1,5% Si, 1,5% Mn, 0,5% Cr, 0,5% Al i 0,05% Nb oraz 0,2% C, 1,5% Si, 1,5% Mn, 0,5% Cr, 0,4% Al i 0,05% Nb) osiągnęły bardzo dobre połączenie granicy plastyczności (700-1000 MPa) oraz udarności (110-130 J). Wprowadzone do stali dodatki Cr i Mo umożliwiły otrzymanie jednorodnej struktury ferrytu bainitycznego i dużej ilości austenitu szczątkowego, przy znikomej zawartości ferrytu i wysp martenzytyczno-austenitycznych. Ponadto, dodatki Cr i Mo zwiększyły granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie badanych stali oraz pozwoliły na osiągnięcie wysokiej udarności. Zastosowanie odkształcenia na gorąco zwiększyło udział oraz stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego. Uzyskanie wysokiej udarności umożliwiła również jednorodna drobnoziarnista struktura składająca się z ferrytu bainitycznego oraz dużej ilości metastabilnego austenitu szczątkowego [20,86].

Stal o mikrostrukturze bainitu bezwęglowego z austenitem szczątkowym otrzymanej podczas kontrolowanego chłodzenia po kuciu (0,18% C, 0,97% Si, 2,5% Mn, 0,2% Cr, 0,096% Mo, 0,02% Ni, 0,0095% Al, 0,03% Ti) charakteryzuje się atrakcyjnym połączeniem

wysokiej wytrzymałości i dobrej ciągliwości ($R_m = 1236$ MPa, $R_{p0,2} = 898$ MPa, $KV = 50$ J, $A = 16,8$ %) [45]. Natomiast wysoka wartość $R_{p0,2}$ uzyskana pod obciążeniem cyklicznym (923 MPa) wskazuje na potencjał doskonałego zachowania stali bainitycznych podczas badań zmęczeniowych [45].

Zastosowanie dużego odkształcenia plastycznego umożliwia wytworzenie nanostruktury o wielkości ziarna poniżej $1\ \mu\text{m}$ i jest możliwe jedynie z wykorzystaniem skomplikowanych operacji obróbki cieplnej oraz cieplno-plastycznej, niemożliwych do przeniesienia na skalę masową. Nowe podejście wytwarzania nanostruktur zaproponowali Caballero i in. [14,87-90] wykazując możliwość wytworzenia bezwęglkowego dolnego bainitu o morfologii charakterystycznej dla nanostruktur oraz możliwość opracowania technologii przemysłowych.

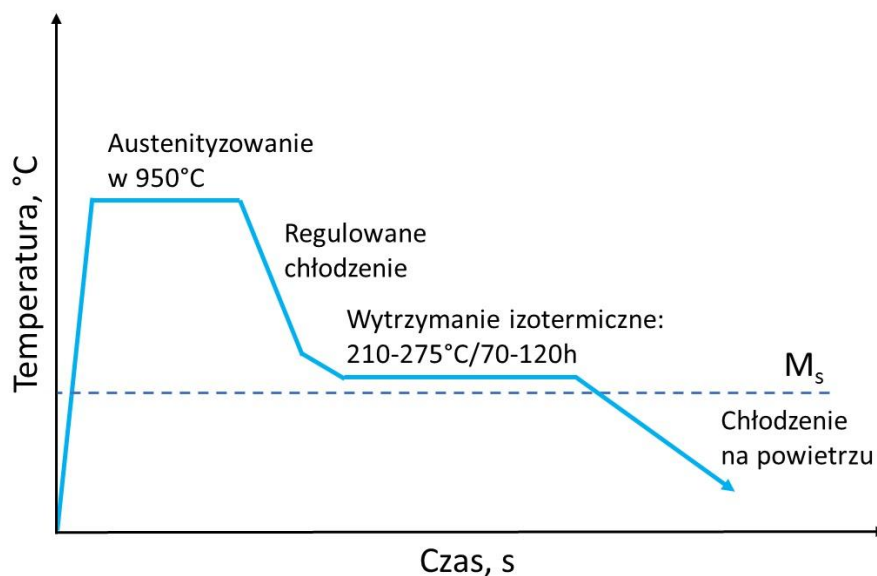
Nanostruktura stali bainityczno-austenitycznej składa się z pakietów listew i obszarów bainitu bezwęglkowego o nieregularnym kształcie i dużej gęstości dyslokacji, a także z austenitu szczątkowego (15-30%) w postaci nanolistew i ziarn o submikronowych wymiarach. W wyniku odkształcenia część austenitu szczątkowego ulega przemianie martenzytycznej, powodując wystąpienie efektu TRIP. Stale nanobainityczne zawierają 0,5-1% C oraz dodatki stopowe takie jak Mn, Si, Cr lub Ni. Dodatek niklu wspomaga otrzymanie struktury nanobainitycznej, ponieważ obniża temperaturę przemiany bainitycznej [14,87-90].

Ze względu na wysoki potencjał zastosowań stali nanobainitycznych są one obecnie przedmiotem intensywnych badań. Królicka i in. [89] wykazali, że mikrostruktura stali nanobainitycznych znacząco wpływa na polepszenie własności wytwarzanych produktów. W pracy [90] wykazano, że stal nanobainityczna znajduje zastosowanie na niewielkie elementy konstrukcyjne, takie jak wały korbowe, rolki, pierścienie czy tuleje.

W początkowych badaniach poświęconych projektowaniu stali nanobainitycznych zastosowano teorię przemiany bainitycznej, oznaczaną jako T_0 , zgodnie z którą stabilność austenitu szczątkowego sterowana jest przez temperaturę oraz zawartość węgla w austenicie. Głównym celem zastosowania tej teorii było uzyskanie nanobainitu w najniższej możliwej temperaturze, ponieważ wraz z obniżeniem temperatury wytrzymania izotermicznego większa ilość austenitu może zostać przekształcona w bainit. W tym celu opracowano skład chemiczny umożliwiający przemianę bainityczną w temperaturze poniżej 200°C . Opracowana przez Caballero i in. [88] stal nanobainityczna 0,78C-1,59Si-1,94Mn-1,33Cr-0,30Mo-0,02Ni-0,11V została poddana obróbce izotermicznej w temperaturze około 125°C . Wprowadzony do stali Si w stężeniu 1,59% umożliwił utworzenie mikrostruktury składającej się z mieszaniny ferrytu bainitycznego, austenitu szczątkowego wzbogaconego w węgiel i pewnej ilości martenzytu.

Jednak w temperaturze 125 °C przemiana trwała ponad dwa miesiące, a w temperaturze 200°C udało się skrócić ten czas do około 10 dni.

W procesie finalnej obróbki cieplnej wyrobów ze stali bainityczno-austenitycznych, temperatura austenitzowania powinna zostać tak dobrana, aby rozpuścić węgliki chromu i molibdenu oraz otrzymać jednorodny roztwór stały (austenit) i nie dopuścić do rozrostu ziarna. Schemat obróbki cieplnej stali bainityczno-austenitycznej został przedstawiony na rys. 21.

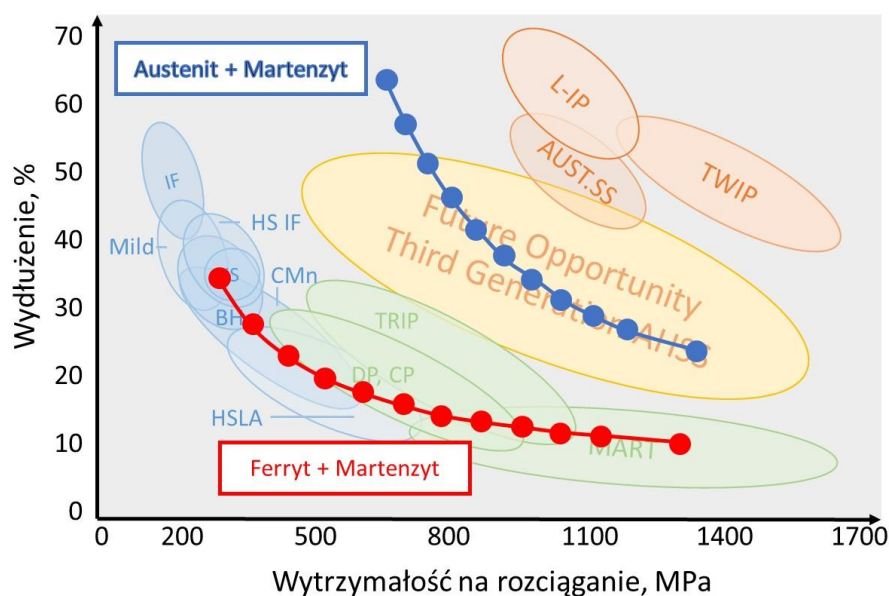


Rys. 21. Schemat obróbki cieplnej stali o strukturze bainityczno-austenitycznej [14]

1.2.3. Stale o osnowie martenzytycznej

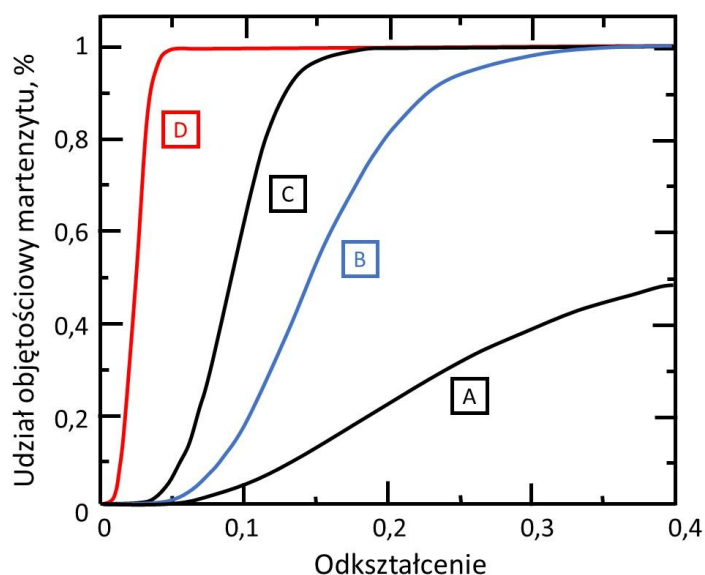
Ze względu na różnice w składzie fazowym, chemicznym oraz w zastosowanych procesach technologicznych, wyróżnia się trzy generacje stali AHSS. Do pierwszej generacji zalicza się niskostopowe stale cechujące się dobrymi własnościami mechanicznymi i niskim kosztem wytwarzania (stale typu DP, TRIP oraz CP). Druga generacja obejmuje austenityczne stale wysokomanganowe typu TRIP, TWIP i TRIPLEX, zawierające od 15 do 30% Mn. Wysoka zawartość Mn w stalach drugiej generacji umożliwia stabilizację fazy austenitycznej do temperatury pokojowej. Stale trzeciej generacji AHSS są wytwarzane w celu otrzymania materiału o lepszym połączeniu własności wytrzymałościowych oraz ciągliwości w odniesieniu do stali pierwszej i drugiej generacji, bez konieczności wprowadzania do stali dużej ilości dodatków stopowych. Wykazano [91], że wysokie własności mechaniczne może osiągnąć stal, której mikrostruktura składa się z martenzytu oraz austenitu szczątkowego. Stal o mikrostrukturze zawierającej martenzyt oraz austenit szczątkowy charakteryzuje się znacznie lepszą kombinacją własności wytrzymałościowych i ciągliwości, w porównaniu do stali

wielofazowej o mikrostrukturze złożonej z ferrytu i martenzytu. Na rys. 22 przedstawiono w jaki sposób w zależności od mikrostruktury zmieniają się własności mechaniczne. Wytrzymałość na rozciąganie zwiększa się wraz z rosnącym udziałem martenzytu, natomiast austenit ma większy wpływ na plastyczność stali niż ferryt. Własności mechaniczne stali o mikrostrukturze złożonej z ferrytu i martenzytu są bardzo podobne do konwencjonalnych stali o wysokiej wytrzymałości AHSS pierwszej generacji. Własności mechaniczne stali o mikrostrukturze złożonej z martenzytu i austenitu znajdują się pomiędzy polami stali AHSS pierwszej i drugiej generacji [91,92].

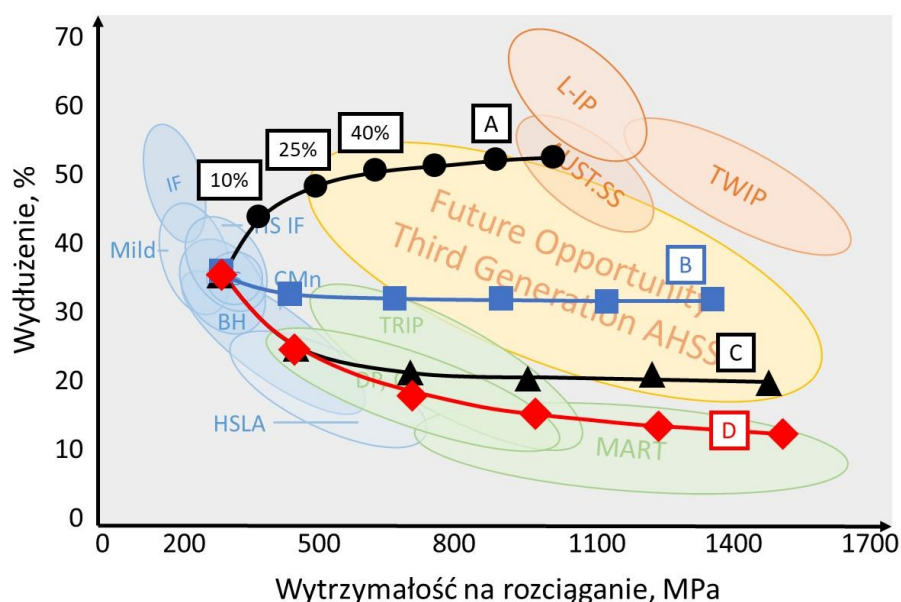


Rys. 22. Porównanie stosunku wytrzymałości na rozciąganie do wydłużenia stali o różnej mikrostrukturze [91]

Stabilność austenitu ma istotny wpływ na własności mechaniczne stali. Im niższa stabilność austenitu, tym mniejsze możliwe odkształcenie prowadzące do powstania martenzytu. Na rys. 23 przedstawiono cztery hipotetyczne krzywe stabilności austenitu oparte na funkcji Olsona, w których krzywe A i D wskazują najwyższą i najniższą stabilność austenitu. Można zauważyć, że im niższa stabilność austenitu, tym mniejsze odkształcenie, które prowadzi do powstania martenzytu. Rys. 24 przedstawia własności mechaniczne stali o różnej stabilności austenitu. Poszczególne punkty na każdej krzywej odpowiadają różnym udziałom objętościowym austenitu w zakresie od 0 do 85%, a pozostały udział mikrostruktury stanowi ferryt. W przypadku stali o najniższej stabilności austenitu (krzywa D) zaobserwowano własności mechaniczne podobne do wykazywanych przez stale pierwszej generacji AHSS [91,92].



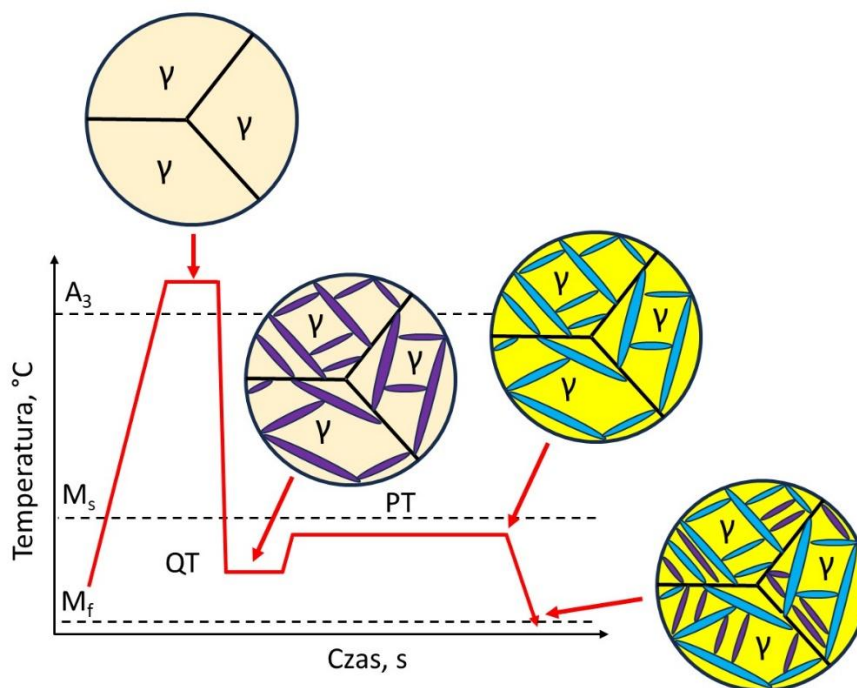
Rys. 23. Krzywe stabilności austenitu oparte na funkcji Olsona [91]



Rys. 24. Porównanie własności wytrzymałościowych i plastycznych stali o różnej stabilności austenitu [91]

Wraz ze wzrostem stabilności austenitu (krzywe C, B i A), można osiągnąć różne kombinacje wytrzymałości na rozciąganie oraz wydłużenia. Najkorzystniejsze połączenie R_m/A wykazuje krzywa B. Stabilność austenitu, która odpowiada za przemianę austenitu w martenzyt, jest zależna od wielu czynników, takich jak zawartość węgla w austenicie, jego morfologia czy wielkość ziarna. W trakcie wytwarzania stali AHSS trzeciej generacji należy uwzględnić wymienione czynniki, aby zoptymalizować mikrostrukturę i otrzymać wymagane własności mechaniczne [91,92].

Wielofazowe stale o strukturze będącej mieszaniną martenzytu i austenitu szczątkowego uzyskuje się stosując obróbkę typu QP (*Quenching and Partitioning*), która została po raz pierwszy zaproponowana przez Speer i in. [93] w 2003 roku. Obróbka cieplna typu QP ma na celu wytworzenie mieszaniny martenzytu z niewielką ilością węgla oraz austenitu wzbogaconego w węgiel. Proces QP obejmuje trzyetapową obróbkę cieplną. Początkowo stal jest austenitizowana w temperaturze powyżej A_3 (rzadziej w zakresie międzykrytycznym), a następnie chłodzona nieco poniżej temperatury M_s w celu zajścia częściowej przemiany martenzytycznej (Q – *quenching*). Następnie stal jest nagrzewana do temperatury nieco wyższej od M_s w której realizowane jest wytrzymanie izotermiczne, podczas którego zachodzi wzbogacenie austenitu w węgiel (P – *partitioning*) z listew martenzytycznych (nie z ferrytu bainitycznego) [90-98]. Wtedy część austenitu ulega przemianie w struktury typu bainitycznego. Schemat procesu typu QP został przedstawiony na rys. 25.



Rys. 25. Schemat procesu QP wraz z przedstawieniem struktury na każdym etapie procesu [91]

Do stali wytwarzanych w procesie QP zazwyczaj dodawany jest krzem bądź aluminium w celu zahamowania procesu tworzenia węglików, co zapewnia najlepszą stabilność austenitu. W efekcie następuje wzbogacenie austenitu w węgiel i niewielka ilość austenitu po końcowym chłodzeniu jest zatrzymywana do osiągnięcia temperatury pokojowej. Natomiast wydzielanie węglików w martenzycie często zachodzi w stalach niskowęglowych oraz wysokowęglowych, pomimo zawartości dużej ilości krzemu. Węgiel jest częściowo zużywany do wytworzenia węglików, przez co ilość węgla w martenzycie zostaje zmniejszona. W tym przypadku stężenie

węgla w austenicie podczas procesu wzbogacenia austenitu w węgiel będzie niższe w ograniczonych warunkach równowagi. Wydzielanie węglików podczas procesu QP może mieć również pozytywny wpływ na własności mechaniczne, jeżeli ich wielkość i rozmieszczenie będą kontrolowane. Taka kontrola może zostać zrealizowana przez zmodyfikowany proces QP, tj. QPT (ang. *Quenching-Partitioning-Tempering*) [91,99].

Aby doszło do umocnienia wydzieleniowego stali, wprowadza się Nb i Mn, które tworzą węgliki w trakcie procesu QPT. Stale poddane obróbce QPT powinny zawierać poniżej 0,5% C, aby ograniczyć możliwość tworzenia się cementytu. W procesie QPT początkowo stal jest nagrzewana do temperatury austenizacji, a następnie chłodzona do osiągnięcia odpowiedniej temperatury (pomiędzy M_s a M_f). W tym przedziale atomy węgla dyfundują z przesyconego martenzytu do austenitu i zachodzi wydzielanie się węglików, aż do osiągnięcia temperatury pokojowej przez wzbogacony austenit. Proces QPT jest uzupełniony o dodatkowy etap – odpuszczanie, podczas którego wydzielają się węgliki. Zhong i in. [49] wykazali, że stosując proces QPT dla stali 0,2C-1,5Mn-1,5Si-0,05Nb-0,13Mo można otrzymać bardzo dobre połączenie wytrzymałości na rozciąganie (1500 MPa) oraz wydłużenia (15 %) [91,100-102].

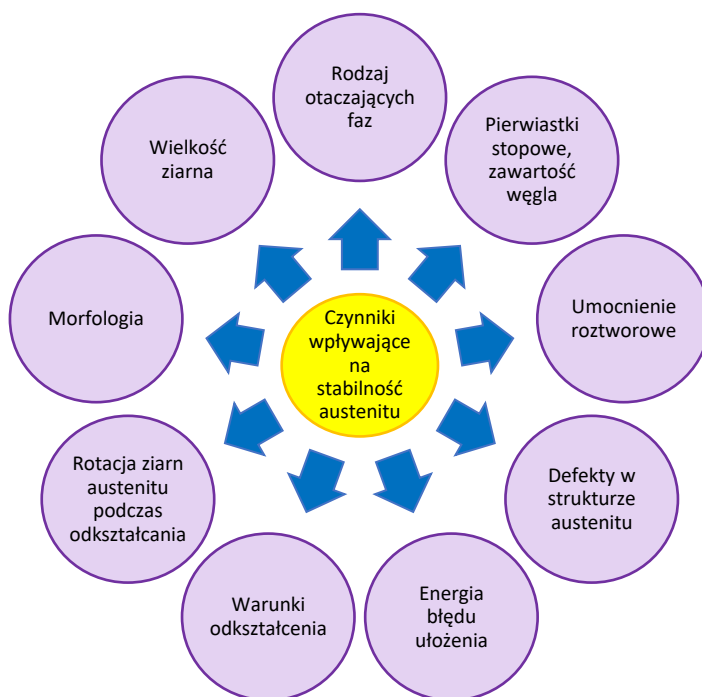
1.3. Stabilność mechaniczna austenitu szczątkowego

Ze względu na możliwość uzyskania jak najlepszych własności mechanicznych, niezwykle istotna jest optymalizacja mikrostruktury stali wielofazowych. Jednym z największych wyzwań dotyczących mikrostruktury stali średniomanganowej jest uzyskanie odpowiedniej ilości austenitu szczątkowego o optymalnej stabilności. Stabilność fazy γ jest zależna od kilku czynników, które zestawiono na rys. 26.

Czynniki wewnętrzne są związane ze składem chemicznym austenitu szczątkowego, jego morfologią, wielkością ziarna oraz rodzajem otaczających faz [103-106].

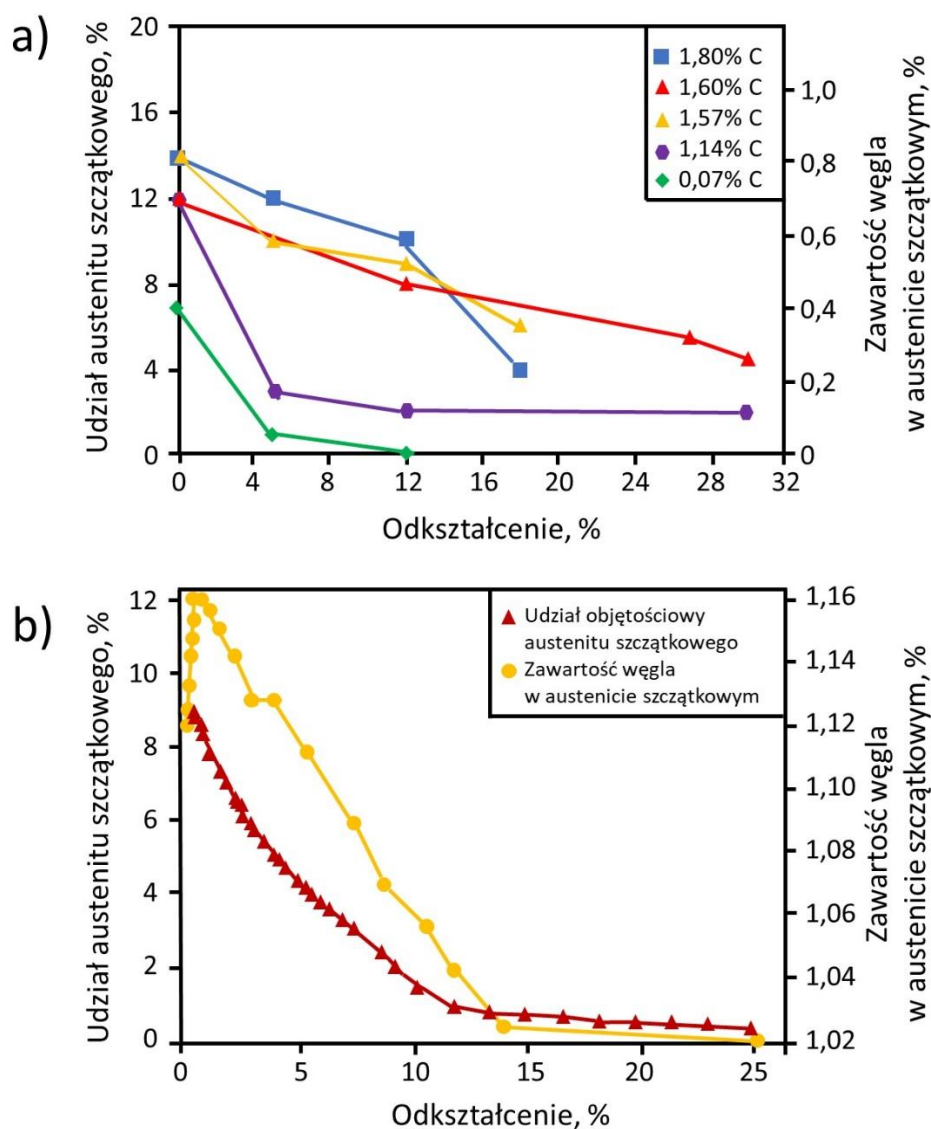
Silny wpływ na stabilność austenitu szczątkowego i jednocześnie na obniżenie temperatury M_s wywiera zawartość **węgla**. Skład chemiczny stali z efektem TRIP powinien ograniczyć możliwość wydzielania się cementytu, co umożliwia zwiększenie zawartości węgla w austenicie, tym samym powodując wzrost jego stabilizacji w temperaturze pokojowej. Z jednej strony austenit szczątkowy charakteryzujący się średnią zawartością węgla (ok. 0,5-0,6%) łatwo ulega przemianom w martenzyt w trakcie obróbki cieplno-plastycznej, a z drugiej strony zbyt duża zawartość węgla (>1,6%) powoduje jego nadmierną stabilizację, co z kolei obniża ciągliwość stali. Pereloma i in. [106] wykazali, że najbardziej korzystny przebieg przemiany wywołanej odkształceniem plastycznym występuje, gdy austenit szczątkowy

zawiera węgiel w ilości 1,1-1,8%. Wpływ zawartości węgla w austenicie szczątkowym na kinetykę indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej w stalach z określoną zawartością węgla przedstawiono na rys. 27a, a w obrabianej termomechanicznie stali typu TRIP z dodatkiem Nb, Mo i Al przedstawiono na rys. 27b. W stali średniomanganowej stężenie węgla wynosi maksymalnie 0,25% z uwagi na pogorszenie podatności do obróbki skrawaniem przy wyższej zawartości tego pierwiastka [100,103–105].



Rys. 26. Czynniki wpływające na stabilność austenitu szczątkowego [106]

Stabilizacja austenitu jest najważniejszą rolą **manganu**. Wzrost stężenia manganu w stali powoduje zmniejszenie temperatury M_s . Mangan jest pierwiastkiem austenitotwórczym i jednocześnie zwiększenie zawartości tego pierwiastka o około 2-3% stwarza możliwość otrzymania większej, tj. o 10-20% ilości austenitu szczątkowego. Mangan ma również wpływ na zmniejszenie współczynnika aktywności węgla znajdującego się w ferrycie oraz austenicie. Dodatkowo zwiększa rozpuszczalność węgla w ferrycie i zmniejsza temperaturę wydzielania się cementytu. Mangan ma również wpływ na obniżenie rozpuszczalności węgla w austenicie, co obniża jego stabilność mechaniczną. Aby w pełni go wykorzystać, przed ochłodzeniem stali konieczna jest jego redystrybucja do ziarn austenitu [100,103-105].



Rys. 27. Wpływ zawartości węgla w austenicie szczątkowym na kinetykę indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej (a) oraz zmiany udziału austenitu szczątkowego i zawartości węgla w funkcji odkształcenia dla stali typu TRIP z Nb, Mo oraz Al (b) [106]

Do stali średniomanganowych wprowadza się również **krzem**, który hamuje powstawanie węglików w trakcie chłodzenia stali, tym samym umożliwiając wzbogacenie austenitu w węgiel. Aby efektywnie zahamować wydzielanie się cementytu, minimalna zawartość krzemu w stali powinna wynosić co najmniej 0,8% [53,54]. Coraz częściej stosuje się **aluminium** jako dodatek stopowy w stalach średniomanganowych. W porównaniu do stali zawierających krzem, stale z dodatkiem aluminium charakteryzują się większą ilością ferrytu. Podobnie jak krzem, aluminium nie ulega rozpuszczaniu w cementycie i ogranicza jego powstawanie. Jednak dodatek aluminium podnosi temperaturę M_s , co zmniejsza stabilność austenitu szczątkowego [100,103-107].

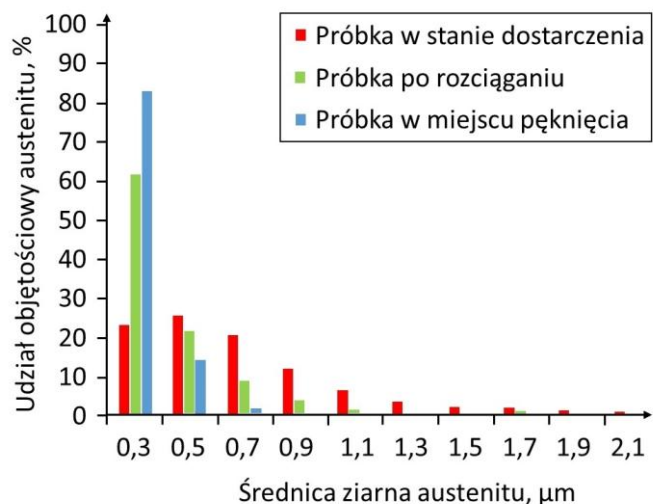
Pożądana **morfologia** składników strukturalnych jest zależna od zastosowanej obróbki cieplnej. W stali poddanej wyżarzaniu międzykrytycznemu po odkształceniu plastycznym na gorąco, najważniejszymi procesami są austenitzowanie i redystrybucja węgla oraz manganu. To powoduje powstawanie odmiennych morfologii podczas obróbki cieplnej. Materiał odkształcany na gorąco wykazuje strukturę austenityczno-ferrytyczną o morfologii głównie listwowej. Najważniejszym elementem tego rodzaju obróbki cieplnej jest odwrotna przemiana martenzytyczna. W przeciwieństwie do innych faz, austenit zarodkujący na granicach ziarn martenzytu charakteryzuje się drobnoziarnistą listwową strukturą, która dodatkowo stabilizuje tę fazę i poprawia własności mechaniczne materiału. Proces wyżarzania międzykrytycznego umożliwia dyfuzję węgla i manganu do nowo powstałych płytkowych ziarn austenitu [78,108].

Odmienne morfologie stali skutkują różnymi własnościami mechanicznymi, np. w odróżnieniu od struktury globularnej, struktura płytkowa w trakcie odkształcenia nie wykazuje wyraźnej granicy plastyczności. W przypadku struktury płytkowej, ziarna ferrytu charakteryzują się dużą gęstością dyslokacji, co wynika z wolnego procesu zdrowienia statycznego. Pomimo niskich zawartości węgla oraz manganu, płytkowa morfologia ferrytu zapewnia podobną wytrzymałość do bogatego w węgiel i mangan austenitu, który cechuje się niskim nagromadzeniem dyslokacji. W obu przypadkach globularne ziarna wykazują niską gęstość dyslokacji, a w efekcie różną wytrzymałość i występowanie wyraźnej granicy plastyczności. Austenit o strukturze płytkowej wykazuje dużo wyższą stabilność niż austenit globularny, co jest zaletą stali średniomanganowych [78,108,109].

Kolejnym czynnikiem wpływającym na stabilność austenitu szczątkowego jest **wielkość ziarna**. Szereg badań eksperymentalnych oraz modelowych wskazuje [106-110], że stabilność austenitu jest odwrotnie proporcjonalna do jego wielkości ziarn. To oznacza, że im mniejsza wielkość ziarn austenitu szczątkowego, tym wyższa jest jego stabilność mechaniczna w trakcie odkształcenia. Niestabilne ziarna austenitu szczątkowego ulegają przemianie w martenzyt już w trakcie niewielkiego odkształcenia. Z drugiej strony drobnoziarnisty austenit szczątkowy nie ulega przemianie w martenzyt nawet podczas pęknięcia, przez co w stali nie zachodzi efekt TRIP [106-110].

Badania EBSD przeprowadzone przez Pereloma i in. [106] wykazały, że średnia średnica ziarna austenitu szczątkowego przed próbą rozciągania wynosiła do 2 μm , a po rozciąganiu – poniżej 0,7 μm (rys. 28). Przy pominięciu roli stabilności chemicznej, granice ziarn austenitu szczątkowego ograniczają dostępne miejsca dla zarodkowania martenzytu, co utrudnia jego propagację, tym samym wpływając na obniżenie temperatury M_s . Jeśli austenit zostanie

poddany dużemu odkształceniu w wyniku którego powstały liczne dyslokacje, wtedy brak możliwości przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt wzrasta [106-111].



Rys. 28. Wpływ wielkości ziarna na stabilność austenitu szczątkowego [106]

W austenicie szczątkowym o średniej średnicy ziarna mniejszej niż 0,1 μm, wartość energii niezbędnej do utworzenia płytki martenzytu rośnie wykładniczo. Wraz ze zmniejszeniem wielkości ziarna do wartości < 0,1 μm następuje zwiększenie siły wywołującej przemianę martenzytyczną, co powoduje znaczny spadek temperatury M_s . Dla ziarn o średnicy mniejszej niż 0,1 μm siła wywołująca przemianę martenzytyczną osiąga bardzo wysoką wartość, dlatego austenit charakteryzuje się nadmierną stabilnością. Natomiast gdy ziarna austenitu są większe niż 0,5 μm – wtedy wykazują niską stabilność i następuje przemiana martenzytyczna nawet przy niewielkim odkształceniu. Zależność temperatury M_s od wielkości ziarna opisana jest zależnością [110,112]:

$$M'_s = M_s - B V_\gamma^{-1/3} \quad (3)$$

gdzie:

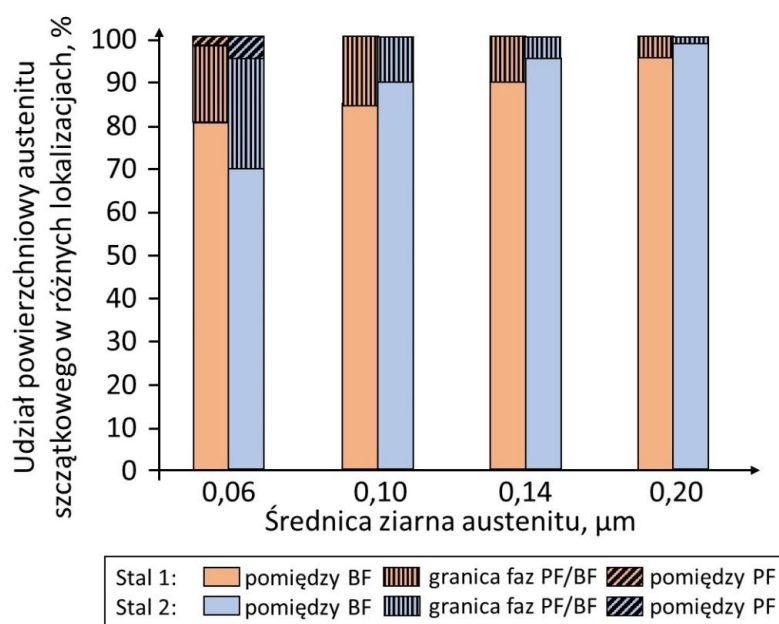
M'_s – temperatura przemiany martenzytycznej po uwzględnieniu wielkości ziarn austenitu,

B – stała 475 μm·K,

V_γ – udział austenitu ulegającego przemianie.

Kolejnym czynnikiem wpływającym na stabilność austenitu szczątkowego jest **rodzaj sąsiadujących faz**. Ponieważ stale C-Mn-Si wykazujące efekt TRIP mają mikrostrukturę wielofazową, stąd własności, udziały objętościowe, morfologia występujących faz oraz interakcje pomiędzy nimi w trakcie odkształcenia plastycznego mają znaczący wpływ na stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego. Większy udział objętościowy austenitu

szczątkowego w postaci ziarn występuje w przypadku osnowy ferrytycznej. W przypadku osnowy martenzytycznej zbudowanej z grubych listew lub osnowy bainitycznej, udział austenitu szczątkowego jest mniejszy. W pracy [65] wykazano, że w stali typu TRIP z dodatkami Mo, Al oraz Nb, 30% udział osnowy ferrytycznej wpłynął na uzyskanie w mikrostrukturze około 8,5% austenitu szczątkowego, podczas gdy w stali wykazującej 50% osnowy ferrytycznej – otrzymano 12% udział austenitu szczątkowego. Ponadto, stal wykazująca w strukturze 12% austenitu szczątkowego posiadała większą wartość wydłużenia (około 35% do 21%) [65]. Z rys. 29 wynika, że austenit szczątkowy zlokalizowany między ziarnami osnowy ferrytycznej w stali TRIP przekształca się podczas niewielkiego odkształcenia zarówno przy niższej stabilności, jak i większym ziarnie [106,113-115].



Rys. 29. Udział frakcji austenitu szczątkowego w funkcji odkształcenia, gdzie: BF – osnowa bainityczna, PF – osnowa ferrytyczna [106]

Podobnie w pracy [116] wykazano, że austenit szczątkowy o wysokiej stabilności w postaci blokowej i rozmiarach submikronowych lokalizuje się w osnowie ferrytycznej. Natomiast Sugimoto i in. [117] stwierdzili, że ziarna austenitu szczątkowego o najmniejszej stabilności zlokalizowane są w osnowie ferrytycznej. Ponieważ austenit szczątkowy po odkształceniu ulega nadmiernej stabilizacji ze względu na wysoką zawartość węgla i/lub niewielki rozmiar ziarna, stąd ziarna austenitu szczątkowego ulegające odkształceniu znajdują się na granicy faz pomiędzy osnową ferrytyczną a bainitem bezwęglkowym, podczas gdy najbardziej stabilne są cienkie warstwy austenitu szczątkowego pomiędzy listwami osnowy bainitycznej (rys. 29). Na wielkość ziarna, morfologię oraz zawartość węgla w austenicie szczątkowym zlokalizowanym

w mikrostrukturze bainitycznej wpływa wielkość listew bądź płytek osnowy bainitycznej – wielkość ziarna bainitu skutkuje podobną wielkością ziarna austenitu szczątkowego. Natomiast wytrzymałość oraz umocnienie odkształceniowe również określa kinetykę przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt podczas odkształcenia plastycznego [106,116,117].

Do **czynników zewnętrznych** determinujących stabilność austenitu szczątkowego można zaliczyć [118]:

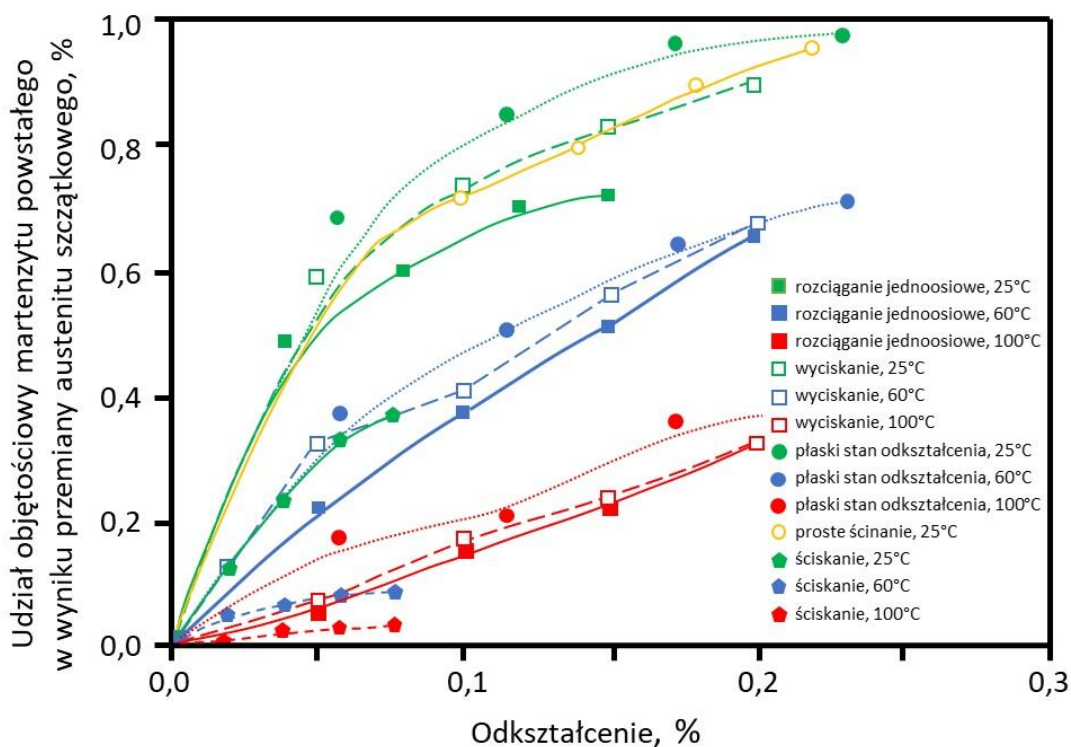
- stan naprężeń,
- szybkość odkształcenia,
- temperaturę odkształcenia.

Czynniki te występują podczas kucia, a także w warunkach niekontrolowanego odkształcenia plastycznego, które ma miejsce np. w trakcie kolizji drogowej [118].

Kolejnym czynnikiem wpływającym na stabilność austenitu szczątkowego jest **stan naprężeń**. Wpływ zmiennej temperatury oraz zróżnicowany stan naprężeń często występują jednocześnie podczas jednej operacji technologicznej. Zazwyczaj wzrost temperatury w trakcie odkształcenia plastycznego jest pomijany ze względu na uproszczenie modelowania, jednak podczas tego procesu występuje zróżnicowany zakres temperatury, będący wynikiem oddziaływania sił tarcia. Jest to szczególnie istotne w przypadku stali z efektem TRIP, ponieważ przemiana fazowa indukowana odkształceniem jest silnie zależna od temperatury [118].

Wpływ stanu naprężenia i temperatury odkształcenia został zbadany przez Kim i in. [118]. W pracy tej badano stal TRIP780 o następującym składzie chemicznym: 0,15% C; 2,1% Mn; 0,06% Si; 0,016% P; 0,003% S; 0,12% Cr; 1,5% Al i <0,1% Ni. Mikrostruktura stali składała się z osnowy ferrytycznej z austenitem szczątkowym. Wykazano, że przemiana najszybciej postępuje podczas występowania naprężeń rozciągających i skręcających. Największą stabilność wykazał austenit podczas działania naprężenia ściskającego, czego efektem jest najmniejszy udział martenzytu w odkształconej próbce. Wyniki badań przeprowadzonych w pracy [118] reprezentujące zależność udziału martenzytu dla próbek odkształcanych w różnych warunkach naprężenia i temperatury przedstawiono na rys. 30. Ponadto, autorzy pracy [118] zaobserwowali, że ilość austenitu przemienionego w martenzyt maleje wraz ze zwiększeniem temperatury odkształcenia, bez względu na stan naprężeń. Podczas przemiany martenzytycznej powstają naprężenia ściskające w wyniku zwiększania się objętości materiału,

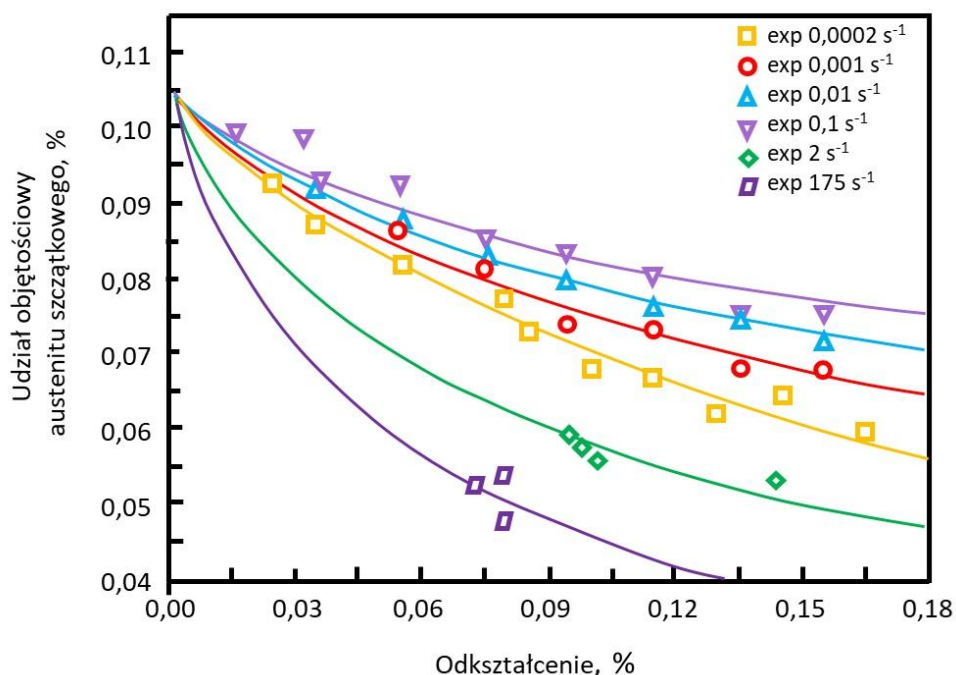
które będą miały wpływ na dalszą stabilizację austenitu szczątkowego, poprzez zmniejszanie szybkości jego przemiany.



Rys. 30. Zależności udziału martenzytu w stali typu TRIP 780 dla próbek odkształcanych w różnych warunkach naprężenia i temperatury w funkcji odkształcenia [118]

Kolejnym czynnikiem wywierającym wpływ na stabilność austenitu szczątkowego jest **szybkość odkształcenia**. Wpływ szybkości odkształcenia łączy się z działaniem temperatury, ponieważ wraz ze wzrostem zadanej szybkości odkształcenia jednocześnie wzrasta temperatura obrabianego elementu, co z kolei zwiększa stabilność austenitu szczątkowego (rys. 31). W pracy [119] wykazano, że wpływ szybkości odkształcenia na przemianę martenzytyczną jest niemonotoniczny. Wiąże się to z interakcją pomiędzy dwoma czynnikami: efektem termicznym, tj. podwyższaniem temperatury wywołanym przez odkształcenie, które spowalnia przemianę martenzytyczną, a także zwiększeniem liczby pasm ścinania. Zwiększenie szybkości odkształcenia zapewnia większą ilość powstających pasm ścinania, co z kolei zwiększa liczbę zarodków przemiany martenzytycznej. Przed krytyczną szybkością odkształcenia adiabaticznego $0,1 \text{ s}^{-1}$ (przy zastosowaniu szybkości odkształceń w zakresie $0,0002 \div 0,1 \text{ s}^{-1}$) dominował czynnik termiczny i wraz ze wzrostem szybkości odkształcenia przemiana martenzytyczna zwalniała. Natomiast po przekroczeniu wartości krytycznego odkształcenia adiabaticznego $0,1 \text{ s}^{-1}$ ($0,1 \div 175 \text{ s}^{-1}$) tendencja się odwróciła i dalsze zwiększanie szybkości

odkształcania miałyby jedynie ograniczony wpływ na wzrost temperatury i jednocześnie niewielki wpływ na przemianę martenzytyczną [119-122].



Rys. 31. Udział objętościowy austenitu szczątkowego nieprzemienionego w martenzyt przy zastosowaniu różnych szybkości odkształcenia dla stali QP 980 zawierającej 0,2% C, 1,93% Mn, 1,59% Si oraz 0,055% Al [119]

Efekt TRIP ma istotny wpływ na własności stali, stąd konieczne było opracowanie modelu pozwalającego na określenie zachowania austenitu szczątkowego w trakcie przemiany indukowanej odkształceniem. Zależności określające stabilność mechaniczną austenitu są wyznaczane empirycznie dla grup stali o jednorodnej strukturze austenitu lub z austenitem w postaci dyspersyjnej. Jednym z modeli pozwalającym na określenie udziału objętościowego austenitu szczątkowego po zastosowanym odkształceniu jest model Ludwigsona, Bergera oraz Angela [123-125]. Model ten bazuje na efekcie zwiększania objętości podczas przemiany martenzytycznej oraz powstałych naprężeniach wewnętrznych w pobliżu płytek martenzytu. Te czynniki powodują zwiększenie siły pędnej zarodkowania płytek martenzytu. Model ten można zapisać przy pomocy równania (4), w którym stała p jest wykładnikiem autokatalitycznym, który uwzględnia mechanizmy, dzięki którym przemiana przyspiesza poprzez generowanie dodatkowych obszarów martenzytycznych [123-125]:

$$V_{\alpha'} = \frac{V_{\gamma^0}}{1 + \frac{1}{e^{k_{\epsilon} p}}} \quad (4)$$

gdzie:

$V_{\alpha'}$ – udział objętościowy martenzytu,

V_{γ^0} – początkowy udział objętościowy austenitu,

k, p – stałe,

ε – odkształcenie.

Stałe w modelu Ludwigsona, Bergera oraz Angela są zależne od badanego stopu, stąd model ten nie jest ogólnym modelem dla wszystkich stali wykazujących efekt TRIP [123-125].

Innym z modeli pozwalających na określenie udziału objętościowego martenzytu wytworzonego podczas odkształcenia plastycznego jest model Burke, Matsumura i Tsuchida, opisany zależnością [126]:

$$V_{\gamma} = \frac{V_{\gamma}^0}{1 + \frac{p}{k_p e^p V_{\gamma}^0}} \quad (5)$$

gdzie:

V_{γ} – udział objętościowy austenitu po odkształceniu,

V_{γ}^0 – udział objętościowy austenitu przed odkształceniem,

p – autokatalityczny wykładnik odkształcenia,

k_p – stała której wartość maleje wraz ze wzrostem stabilności austenitu szczątkowego,

e^p – całkowite odkształcenie plastyczne.

Model zaproponowany przez Sugimoto i in. [127] przedstawia ilość austenitu szczątkowego po przemianie w martenzyt w funkcji odkształcenia:

$$\ln(V_{\gamma}^0) - \ln(V_{\gamma}) = k_s \varepsilon \quad (6)$$

gdzie:

V_{γ}^0 – udział objętościowy austenitu przed odkształceniem,

V_{γ} – udział objętościowy austenitu po odkształceniu,

k_s – stała określająca stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego,

ε – wartość odkształcenia.

Zmniejszenie wartości stałej k_s jest równoznaczne ze zwiększeniem stabilności austenitu szczątkowego. Jej wartość ulega zmniejszeniu wraz ze wzrostem temperatury odkształcenia, zawartości C oraz Mn w austenicie szczątkowym oraz zawartości Al w stali.

W przeciwieństwie do poprzedniego modelu [127], Sherif i in. [128] uwzględnili wpływ składu chemicznego oraz temperatury odkształcenia, które określa zmiana chemicznej energii swobodnej $\Delta G^{\alpha\gamma} = G^{\alpha} - G^{\gamma}$ w trakcie przemiany austenitu w ferryt, mający ten sam skład chemiczny. Warunkiem koniecznym do zajścia przemiany są ujemne wartości, stąd $\Delta G^{\alpha\gamma} = -\Delta G^{\alpha\gamma}$. Przy założeniu proporcjonalności stałej k_{γ} do siły pędnej przemiany, można zapisać następujące równanie [128]:

$$k_{\gamma} = k_{\gamma 1} \Delta G^{\alpha \gamma} \quad (7)$$

Wzrost wartości $\Delta G^{\alpha \gamma}$ zapewnia łatwiejszy przebieg przemiany martenzytycznej. Udział austenitu który nie uległ przemianie jest wyrażony kompleksowo w funkcji odkształcenia oraz początkowej ilości fazy γ , a także składu chemicznego oraz temperatury ujętych wartości siły pędnej przemiany, stąd równanie ma postać [128]:

$$\ln(V_{\gamma}^0) - \ln(V_{\gamma}) = k_{\gamma 1} \Delta G^{\alpha \gamma} \varepsilon \quad (8)$$

gdzie:

$k_{\gamma 1} = 0,002017 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ – stała, której wartość nie zależy od składu chemicznego materiału, jest proporcjonalna do chemicznej siły pędnej przemiany,

$\Delta G^{\alpha \gamma}$ – chemiczna siła pędna.

Dotychczas stale średniomanganowe z austenitem szczątkowym są z powodzeniem stosowane do wytwarzania blach karoseryjnych [24-29]. Jest to rozwiązanie ekonomiczne (m.in. dzięki niewielkiej ilości dodatków stopowych), które umożliwia uzyskanie wysokich własności wytrzymałościowych poprzez stopniową przemianę austenitu szczątkowego w martenzyt podczas odkształcenia plastycznego oraz efekt rozdrobnienia struktury [28,29]. Przemiana martenzytyczna zachodzi podczas kształtowania technologicznego blach, w warunkach eksploatacji gotowych wyrobów lub podczas kolizji drogowej, co przyczynia się do zwiększenia energochłonności, prowadząc do polepszenia bezpieczeństwa biernego użytkowników pojazdów.

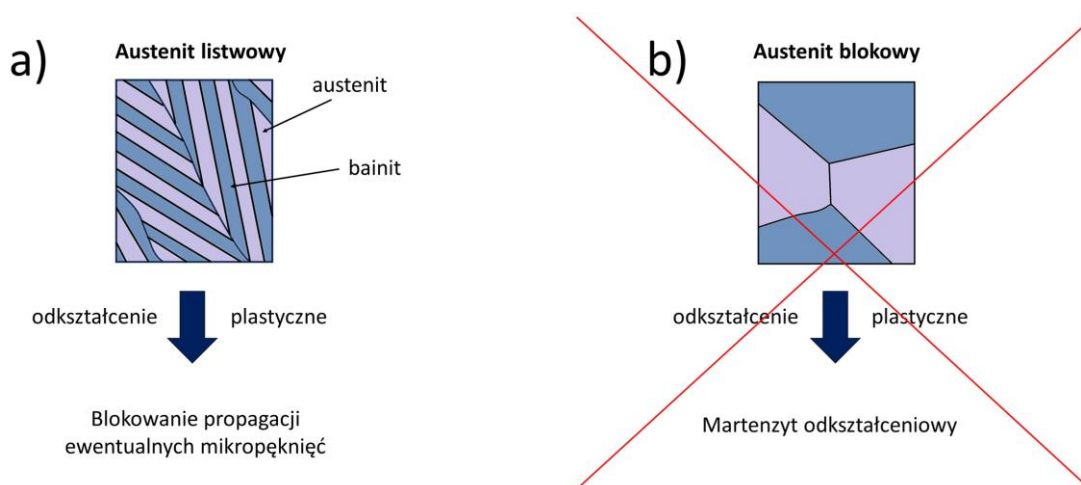
Odkuwki matrycowe nie są poddawane procesom kształtowania technologicznego na zimno i w finalnym produkcie austenit szczątkowy pozostaje nieprzemieniony. Do przemiany indukowanej odkształceniem może dojść wyłącznie podczas obciążeń dynamicznych lub zmęczeniowych, w trakcie eksploatacji gotowych odkuwek [67]. W przypadku odkuwek, korzyści wynikające z indukowanej odkształceniem przemiany austenitu w martenzyt są związane z blokowaniem propagacji ewentualnych mikropęknięć powstałych podczas ich eksploatacji. Austenit szczątkowy jest składnikiem strukturalnym charakteryzującym się dużą ciągliwością, powodując zwiększoną odporność odkuwek na pękanie. Aby uzyskać korzystne rezultaty dla odkuwek matrycowych, należy wyeliminować austenit szczątkowy o morfologii blokowej, którego przemiana w martenzyt może prowadzić do inicjacji mikropęknięć [129,130]. Dlatego uzyskanie ultradrobnoziarnistej struktury, w której występują cienkie filmy austenitu szczątkowego stwarza szansę na wytwarzanie odkuwek o wysokich własnościach mechanicznych.

2. BADANIA WŁASNE

2.1. Cel pracy

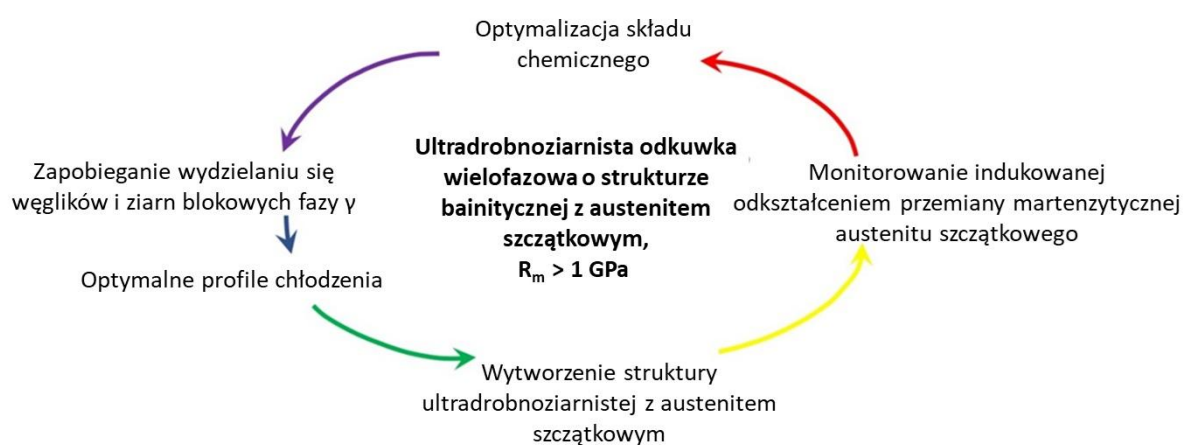
Stale średniomanganowe są obiecującą grupą materiałów przeznaczonych na nowoczesne odkuwki, które muszą spełniać rygorystyczne wymagania związane z koniecznością zapewnienia wysokiej wytrzymałości i udurowości. Analiza aktualnego stanu wiedzy w zakresie stali średniomanganowych pozwala stwierdzić, że struktura stali z austenitem szczątkowym umożliwia połączenie wysokiej wytrzymałości i plastyczności, przy czym do tej pory badania były prowadzone dla stali przeznaczonych do wytwarzania blach karoseryjnych [24-29]. Austenit szczątkowy jest składnikiem strukturalnym charakteryzującym się dobrą ciągliwością, stąd jego obecność w strukturze może wpłynąć korzystnie na własności mechaniczne odkuwki [12]. Austenit szczątkowy ulega przemianie w martenzyt podczas odkształcenia plastycznego (efekt TRIP), np. w trakcie kształtowania plastycznego lub podczas eksploatacji gotowych wyrobów [28,29].

Rola austenitu szczątkowego w strukturze stali przeznaczonych do wytwarzania odkuwek jest inna niż w przypadku stali przeznaczonych do produkcji blach. Odkuwki nie są odkształcane plastycznie na zimno, w związku z tym austenit szczątkowy w produkcie końcowym pozostaje nieprzemieniony. Austenit szczątkowy może występować w postaci cienkich listew (rys. 32a) lub ziaren blokowych (rys. 32b), których obecność jest niekorzystna. Niekontrolowana przemiana martenzytyczna blokowych ziarn austenitu w martenzyt w trakcie obciążenia mechanicznego może powodować powstawanie mikropęknięć i dalszą ich propagację podczas kolejnego cyklu obciążenia [129,130]. Prace w zakresie stali wielofazowych przeznaczonych na odkuwki prowadzone są od kilku lat w jednostkach japońskich [9-11,15], jednak dotyczą one stali o zawartości manganu nieprzekraczającej 1,5%.



Rys. 32. Schemat morfologii austenitu szczątkowego: a) w postaci cienkich listew, b) w postaci niepożądanego ziaren blokowych

W przypadku odkuwek, korzyści wynikające z przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt w wyniku odkształcenia plastycznego są związane z blokowaniem propagacji ewentualnych mikropęknięć, do których może dojść w krytycznych sytuacjach przy dużych obciążeniach [129,130]. Martenzyt charakteryzuje się wyższą twardością oraz o ok. 3% większą objętością właściwą w stosunku do austenitu, dlatego w nieprzemienionym austenicie powstają silne naprężenia ściskające, które częściowo lub całkowicie zatrzymują dalszą przemianę [67]. W przypadku odkuwek, przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt o wyższej twardości i objętości, może przyczyniać się do blokowania powstałych mikropęknięć. Natomiast obecność austenitu szczątkowego, charakteryzującego się dobrą ciągliwością, powinna korzystanie oddziaływać na udurowienie. Dlatego w niniejszej pracy doktorskiej rola austenitu szczątkowego będzie rozpatrywana w nowym ujęciu, odmiennym niż w przypadku półproduktów w postaci blach. Obecnie brakuje doniesień literaturowych dotyczących stali średniomanganowych o strukturze bainitycznej z austenitem szczątkowym przeznaczonych na odkuwki, co wskazuje na oryginalność podjętego tematu pracy doktorskiej. Do tej pory brakuje również usystematyzowanej wiedzy dotyczącej istoty indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej w stalach bainitycznych z austenitem szczątkowym przeznaczonych na odkuwki. Zasadniczym zagadnieniem naukowo-badawczym do rozwiązania pozostaje zapewnienie jednorodności morfologicznej austenitu szczątkowego o postaci listwowej oraz określenie mechanizmu zajścia przemiany bainitycznej przy braku obecności cementytu i innych wydzieleni węglkowych, a także zminimalizowanie udziału martenzytu świeżego (*fresh martensite*) [131]. Zagadnienia naukowe niezbędne do kompleksowej realizacji celu pracy przedstawiono na rys. 33.



Rys. 33. Zagadnienia naukowe niezbędne do kompleksowej realizacji celu pracy doktorskiej

Biorąc pod uwagę powyższe aspekty, **celem pracy jest opracowanie optymalnego składu chemicznego oraz wariantów czasowo-temperaturowych obróbki cieplno-plastycznej, gwarantujących otrzymanie stali bainitycznej o ultradrobnoziarnistej strukturze z austenitem szczątkowym w postaci cienkich warstw o pożądanej stabilności i jednorodności morfologicznej, pozwalającej na wytwarzanie odkuwek o wysokich własnościach mechanicznych.**

2.2. Materiał do badań

Skład chemiczny badanej stali zaprojektowano pod kątem produkcji odkuwek o mikrostrukturze listwowej składającej się z bainitu i austenitu szczątkowego. Do zaprojektowania składu chemicznego stali, wyznaczania jej teoretycznych temperatur krytycznych oraz parametrów wstępnej obróbki cieplnej wykorzystano programy Thermo-Calc (wersja 2023a z bazą MOBFE7) i JMatPro (baza danych General Steels Module v11.2). Porównanie składu chemicznego stopu modelowego oraz wytworzonego wytopu przedstawiono w tablicy 6.

Tablica 6

Porównanie składu chemicznego stopu modelowego oraz wytworzonego wytopu

Skład chemiczny	Skład chemiczny, % mas.								
	C	Mn	Si	Al	Mo	Ti	V	P max	S max
Modelowy	0,16	3,00	1,00	0,50	0,20	0,030	0,070	0,015	0,015
Wytop	0,17	3,10	1,00	0,55	0,22	0,034	0,073	<0,015	<0,013

Zawartość węgla obniżono do poziomu poniżej 0,2% w celu zapewnienia dobrej obrabialności mechanicznej odkuwek [10]. Obniżona zawartość węgla wpływa również korzystnie na udurobnienie stali [14]. Do stali wprowadzono ok. 3% manganu w celu obniżenia temperatury M_s i tym samym ustabilizowania pewnej frakcji austenitu szczątkowego do temperatury pokojowej. Dodatki aluminium i krzemu odgrywają ważną rolę w stalach średniomanganowych ograniczając powstawanie węglików w trakcie przemiany bainitycznej. Ponadto, aluminium wpływa na przyspieszenie kinetyki przemiany bainitycznej. Wprowadzony do stali Mo poprawia ciągliwość na gorąco i zwiększa hartowność [10]. W celu rozdrobnienia mikrostruktury do stali wprowadzono mikrododatki Ti i V. Powyższe mikrododatki mogą tworzyć fazy typu TiC, TiN, VN i V(C,N), które hamują wzrost ziaren austenitu podczas austenitizacji, co działa korzystnie na własności mechaniczne stali [132,133]. Węgliki TiC i azotki TiN wpływają również na rozdrobnienie mikrostruktury poprzez tworzenie złożonych cząstek Ti(C,N). Wanad zwiększa umocnienie roztworowe stali,

jednak jego wpływ na umocnienie wynikające z rozdrobnienia ziarna jest wyraźnie mniejszy [15].

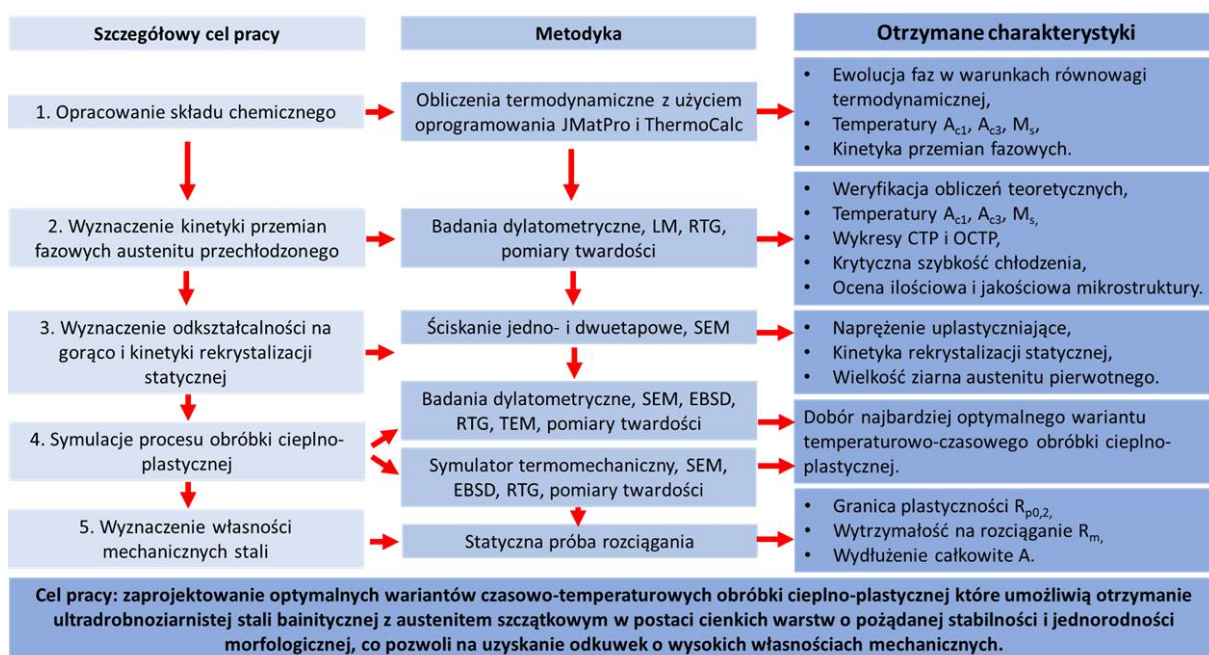
Stal o zoptymalizowanym składzie chemicznym wytworzono w próżniowym piecu indukcyjnym VSG 100S w atmosferze argonu. Podstawowy wsad do wytopów stanowiło żelazo Armco oraz stal niskowęglowa z manganem uzupełniona dodatkami składników stopowych w postaci czystych metali: manganu, krzemu, molibdenu, aluminium, tytanu i stopu żelazo-wanadu. Po całkowitym roztopieniu wsadu poddano go odgazowaniu próżniowemu. Następnie do komory pieca wprowadzono argon. Kolejnym etapem procesu metalurgicznego, było wprowadzanie do kąpielii dodatków stopowych: C, Mn, Ti, Al aby uzyskać wymagany skład chemiczny wytopu. Proces odlewania prowadzono w atmosferze argonu. Następnie wlewkę chłodzono przez 2 godziny w atmosferze argonu. Analizę składu chemicznego wlewka wykonano metodą optycznej spektrometrii emisyjnej ze wzbudzeniem iskrowym (OES iskra) z użyciem urządzenia Magellan Q8 Bruker.

Z wlewka o wymiarach 100 x 100 mm i masie 100 kg odcięto głowę i stopę i następnie poddano go austenitzacji przez 2 godziny w temperaturze 1200°C, a następnie zrealizowano wstępne walcowanie na gorąco. Proces walcowania na gorąco zrealizowano na linii półprzemysłowej LPS/B (Sieć Badawcza Łukasiewicz – Górnośląski Instytut Technologiczny, Gliwice, Polska) w zakresie temperatur 1200÷900°C. Otrzymany płaskownik o grubości ~ 22 mm wykorzystano do dalszych badań.

2.3. Metodyka badań

Realizacja celu rozprawy doktorskiej wymagała przeprowadzenia kompleksowych badań modelowych oraz eksperymentalnych, które zostały schematycznie przedstawione na rys. 34. W pierwszym etapie opracowano skład chemiczny stali średniomanganowej z mikrododatkami Ti i V, a także zaprojektowano wstępne warunki obróbki cieplnej na podstawie obliczeń termodynamicznych. Następnie przeprowadzono analizę kinetyki przemian fazowych austenitu przechłodzonego nieodkształconego i odkształconego plastycznie. Na podstawie otrzymanych wykresów wyznaczono temperatury krytyczne stali oraz wstępne warianty temperaturowo-czasowe wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej. Uzyskane charakterystyki pozwoliły na opracowanie parametrów dla prób jedno- i dwuetapowego ściskania w symulatorze termomechanicznym Gleeble 3800, przeprowadzonych w celu wyznaczenia odkształcalności na gorąco badanej stali oraz kinetyki rekrytalizacji statycznej. W kolejnym etapie przeprowadzono symulacje procesu obróbki cieplno-plastycznej z użyciem

symulatora termomechanicznego, w celu uzyskania najbardziej optymalnego wariantu temperaturowo-czasowego obróbki cieplno-plastycznej badanej stali. W ostatnim etapie dokonano weryfikacji własności mechanicznych stali w statycznej próbie rozciągania. Istotne znaczenie dla realizacji celu pracy miały szczegółowe badania z użyciem mikroskopii świetlnej (LM), skaningowej (SEM), techniki dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych (EBSD) oraz transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM), w celu określenia szczegółów morfologii uzyskanych mikrostruktur. Oceny poprawności zaprojektowanych parametrów obróbki cieplno-plastycznej dokonano również poprzez analizę jakościową oraz ilościową przy zastosowaniu metody rentgenowskiej RTG.



Rys. 34. Schemat realizacji celu pracy wraz z przyjętymi metodami badań oraz otrzymanymi charakterystykami

2.3.1. Symulacje termodynamiczne

Symulacje termodynamiczne przeprowadzono przy użyciu oprogramowania JMatPro z zaimplementowaną bazą danych General Steels Module v11.2 [134] oraz oprogramowania ThermoCalc (wersja 2023a z bazą MOBF7) [135]. Obliczenia teoretyczne przeprowadzono w celu:

- wyznaczenia temperatur krytycznych stali (A_{c1} , A_{c3} , M_s),
- określenia ewolucji przemian fazowych i procesów wydzieleniowych w warunkach równowagowych,
- wyznaczenie teoretycznych wykresów CTP_c i CTP_i dla różnych szybkości chłodzenia.

2.3.2. Badania dylatometryczne

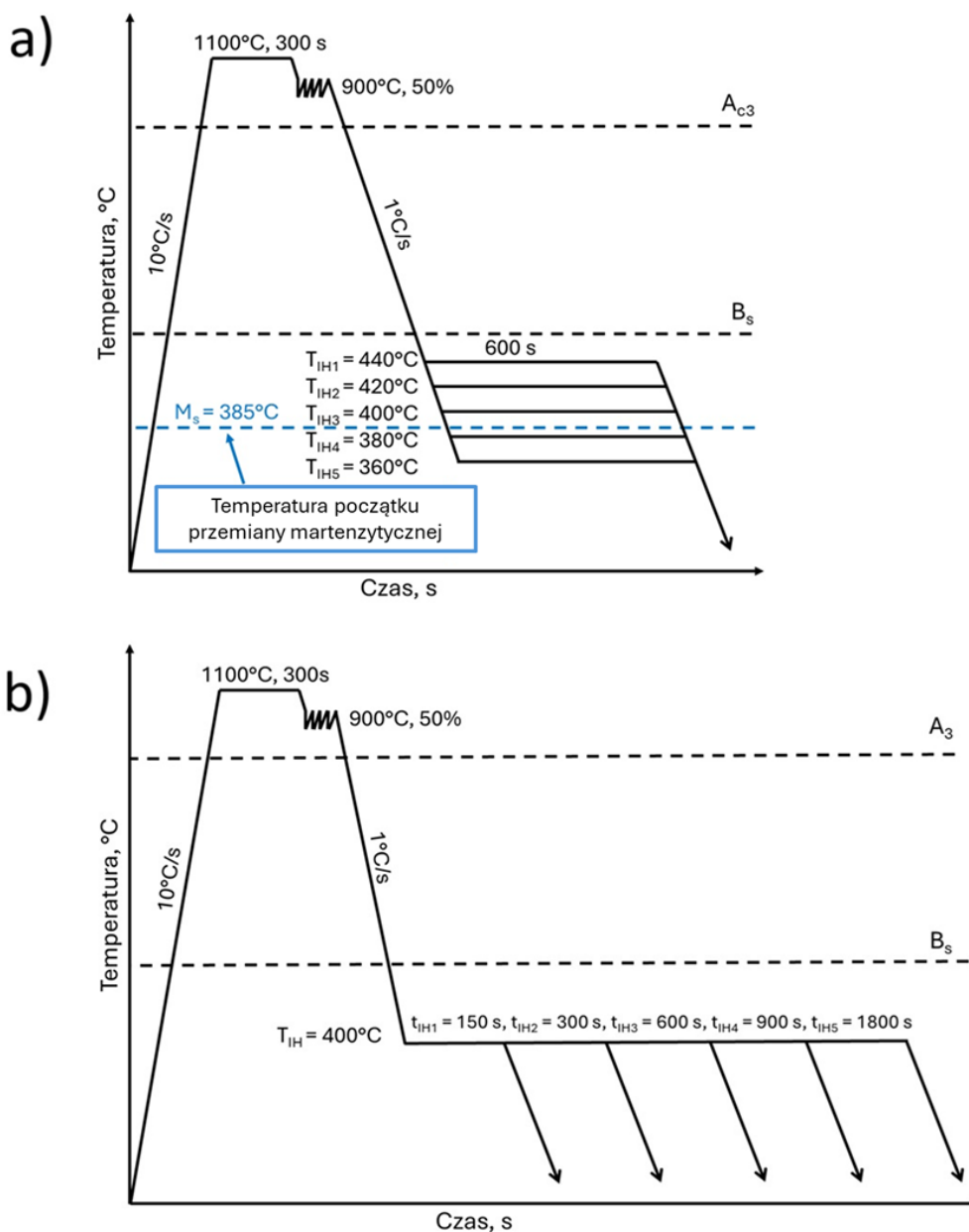
W celu weryfikacji obliczeń termodynamicznych oraz zaprojektowania wstępnych parametrów obróbki cieplno-plastycznej przeprowadzono badania dylatometryczne przy użyciu dylatometru BÄHR DIL 805 A/D. Próbkę pobrano z płaskownika o grubości ~ 22 mm po walcowaniu na gorąco. Grzanie próbek w dylatometrze realizowano metodą indukcyjną przy wykorzystaniu generatora o częstotliwości 250 kHz. Badania przemian fazowych austenitu nieodkształconego plastycznie przeprowadzono na próbkach o wymiarach $\varnothing 4$ mm x 10 mm. Temperaturę próbek kontrolowano za pomocą termopary typu S PtRh 10-Pt w postaci drutu przyspawanego do powierzchni próbki. Chłodzenie próbek przeprowadzono za pomocą helu. Dane dylatometryczne analizowano zgodnie z normą ASTM A1033-04 z zastosowaniem techniki przykładania stycznej do krzywej dylatacyjnej w pobliżu początku i końca przemiany [136].

W celu uzyskania eksperymentalnego wykresu CTP_c próbki początkowo nagrzewano do temperatury austenitowania 1100°C z szybkością 3°C/s . Austenitowanie prowadzono przez 300 s, a następnie próbki chłodzono z różną szybkością do temperatury otoczenia. W celu analizy kinetyki przemian fazowych podczas ciągłego chłodzenia, próbki chłodzono do temperatury pokojowej z szybkościami: 60°C/s , 10°C/s , 5°C/s , 1°C/s , $0,5^\circ\text{C/s}$, $0,1^\circ\text{C/s}$ i $0,05^\circ\text{C/s}$. Ponadto, zbadano wpływ odkształcenia plastycznego na kinetykę przemian fazowych podczas chłodzenia ciągłego ($OCTP_c$). W tym celu próbki o wymiarach $\varnothing 5$ x 10 mm nagrzano do temperatury austenitowania 1100°C , następnie poddano odkształceniu plastycznemu w temperaturze 900°C stosując 50% stopień gniotu przy szybkości odkształcenia 1 s^{-1} . Następnie próbki chłodzono w tym samym zakresie szybkości co próbki nieodkształcone plastycznie ($60\div 0,05^\circ\text{C/s}$).

W kolejnym etapie przeprowadzono proces wytrzymania izotermicznego próbek w temperaturze: 480°C , 470°C , 460°C , 440°C , 420°C , 400°C , 390°C oraz 380°C , w celu otrzymania wykresu CTP_i . Austenitowanie próbek prowadzono w temperaturze 1100°C , a następnie chłodzono je do temperatury wytrzymania izotermicznego z szybkością 60°C/s . Czas wytrzymania izotermicznego próbek wynosił 3h. W przypadku analizy wytrzymania izotermicznego po zadanym odkształceniu plastycznym ($OCTP_i$) w temperaturze 900°C próbki wytrzymano w temperaturze: 520°C , 510°C , 500°C , 480°C , 460°C , 440°C , 420°C , 400°C , 390°C oraz 380°C .

Na podstawie wyników analizy kinetyki przemian fazowych przy chłodzeniu ciągłym oraz izotermicznym zaprojektowano wstępne warianty temperaturowo-czasowe wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej (rys. 35). Próbkę nagrzewano z szybkością

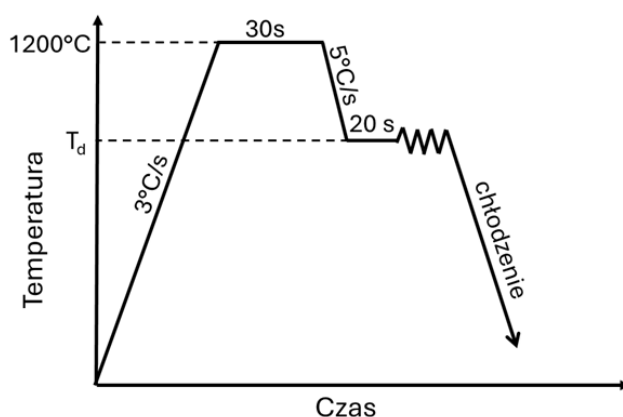
10°C/s do temperatury austenitzowania wynoszącej 1100°C, wygrzewano przez 300 s, następnie chłodzono do temperatury odkształcenia plastycznego równej 900°C. Ściskanie próbek realizowano stosując 50% stopień gniotu, a następnie chłodzono je do zadanej temperatury wytrzymania izotermicznego z szybkością 1°C/s. Wytrzymanie izotermiczne przeprowadzono w zakresie temperatur od 440°C do 360°C, z krokiem co 20°C (rys. 35a). Czas wytrzymania izotermicznego wynosił 600 s. Dla najbardziej optymalnego wariantu temperaturowego wytrzymania izotermicznego (400°C) przeprowadzono badania dla różnych czasów wytrzymania izotermicznego: 150 s, 300 s, 600 s, 900 s oraz 1800 s (rys. 35b).



Rys. 35. Schemat przedstawiający parametry wytrzymania izotermicznego w zakresie temperatury od 440 do 360°C przez 600 s (a), oraz w temperaturze 400°C w zakresie czasowym od 150 s do 1800 s (b)

2.3.3. Badania plastometryczne

W celu określenia wpływu warunków obróbki plastycznej na gorąco na wartość naprężenia uplastyczniającego, umocnienie odkształceniowe oraz stopień mięknięcia przeprowadzono badania na próbkach osiowosymetrycznych o wymiarach $\varnothing 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ przy użyciu symulatora termomechanicznego Gleeble 3800 firmy DSI. Urządzenie zostało wyposażone w system ogrzewania oporowego, który utrzymywał zadaną temperaturę z dokładnością do 1°C . W celu ograniczania tarcia pomiędzy powierzchniami czołowymi próbek a kowadełkami, zastosowano podkładki grafitowo-tantalowe. W celu wyznaczenia krzywych σ - ε przeprowadzono próby ciągłego ściskania próbek do odkształcenia rzeczywistego $\varphi=1$. Schemat ciągłego ściskania próbek przedstawiono na rys. 36.



Rys. 36. Schemat ciągłego ściskania próbek

Próbki nagrzewano oporowo w próżni z szybkością 3°C/s do temperatury 1200°C i wygrzewano w niej przez 30 s. Następnie próbki chłodzono do zadanej temperatury odkształcenia wynoszącej 1100°C , 1000°C oraz 900°C . Jest to typowy zakres temperaturowy stosowany w przemysłowych procesach obróbki cieplno-plastycznej odkuwek. Ściskanie próbek przeprowadzono z szybkością odkształcenia $0,05 \text{ s}^{-1}$, $0,5 \text{ s}^{-1}$, 5 s^{-1} oraz 50 s^{-1} w celu uwzględnienia szerokiego zakresu parametrów i warunków występujących podczas kucia. Kucie matrycowe zazwyczaj jest wykonywane przy niskich prędkościach odkształcenia. W zależności od konkretnego rodzaju użytej prasy, prędkość odkształcenia wynosi od 1 s^{-1} do 10 s^{-1} . Kucie na młotach wiąże się z szybkim zadawaniem odkształcenia, co skutkuje znacznie wyższymi prędkościami odkształcenia w porównaniu z kuciem matrycowym (szybkość odkształcenia 50 s^{-1}) [137,138]. W celu ujawnienia struktury austenitu pierwotnego próbki odkształcane w temperaturze 900°C i 1000°C z szybkością 5 s^{-1} po zadaniu odkształcenia rzeczywistego 0,4 chłodzono w wodzie. W tablicy 7 zestawiono parametry ciągłego ściskania próbek.

Tablica 7

Parametry ciągłego ściskania próbek

Austenitizowanie				
Temperatura nagrzewania, °C	Szybkość nagrzewania, °C/s	Czas wygrzewania, s	Szybkość chłodzenia do temperatury odkształcenia, °C/s	Czas wytrzymania przed odkształceniem, s
1200	3	30	5	20
Odształcenie				
Nr próbki	Temperatura odkształcenia T_d , °C	Odształcenie rzeczywiste, ε	Szybkość odkształcenia, $\dot{\varepsilon}$, s ⁻¹	
1	1100	1,0	0,05	
2			0,5	
3			5	
4			50	
5	1000	1,0	0,05	
6			0,5	
7			5	
8			50	
9	900	1,0	0,05	
10			0,5	
11			5	
12			50	

W celu wyznaczenia kinetyki rekrytalizacji austenitu odkształconego plastycznie, przeprowadzono przerywane próby ściskania próbek do zadanego odkształcenia rzeczywistego równego 0,2. Odształcenie plastyczne zrealizowano w temperaturze 900°C z szybkością odkształcenia 0,05 s⁻¹ i 5 s⁻¹ oraz w temperaturze 1100°C z szybkością odkształcenia 5 s⁻¹. Czas wytrzymania izotermicznego próbek pomiędzy dwoma etapami odkształcenia mieścił się w zakresie od 1 s do 60 s. Szczegółowe parametry przeprowadzonych prób dwuetapowego ściskania zestawiono w tablicy 8.

Stopień mięknienia (zaniku umocnienia odkształceniowego) wyznaczono korzystając z następującej zależności [139]:

$$X = (\sigma_1 - \sigma_2) / (\sigma_1 - \sigma_0) \quad (9)$$

gdzie:

σ_0 – naprężenie potrzebne do zapoczątkowania odkształcenia plastycznego,

σ_1 – naprężenie występujące w momencie przerywania odkształcenia plastycznego w pierwszym etapie,

σ_2 – naprężenie potrzebne do zapoczątkowania odkształcenia plastycznego w drugim etapie, po upływie czasu Δt pomiędzy tymi etapami.

Kinetykę rekrytalizacji austenitu odkształconego plastycznie opisano za pomocą równania Johnsona-Mehla-Avramiego (10), przy czym wartości współczynników k i n wyznaczono w oparciu o metodę najmniejszych kwadratów korzystając z programu komputerowego CurveExpert 1.3 [139]:

$$y = 1 - \exp(-k \cdot t^n) \quad (10)$$

gdzie:

y – udział austenitu zrekrystalizowanego po czasie t ,

k – stała,

n – wykładnik potęgowy.

Tablica 8

Parametry przerywanych prób ściskania

Austenityzowanie						
Temperatura nagrzewania, °C	Szybkość nagrzewania, °C/s	Czas wygrzewania, s	Szybkość chłodzenia do temperatury odkształcenia, °C/s	Czas wytrzymania przed odkształceniem, s		
1200	3	30	5	20		
Odształcenie						
Nr próbki	T _d , °C	ε ₁	ε̇ ₁ , s ⁻¹	Czas przerwy t _p , s	ε ₂	ε̇ ₂ , s ⁻¹
1	900	0,2	0,05	1	0,2	0,05
2				5		
3				10		
4				20		
5				30		
6				60		
7	900	0,2	5	1	0,2	5
8				5		
9				10		
10				20		
11				30		
12				60		
13	1100	0,2	5	1	0,2	5
14				3		
15				5		
16				10		
17				20		

Uzyskane wyniki badań posłużyły do opracowania czterech wariantów symulacji odkształcenia wybranej odkuwki typu „gniazdo”, przeprowadzonej w symulatorze termomechanicznym Gleeble 3800. Badania przeprowadzono na próbkach prostopadłościennych o wymiarach 15 x 20 x 35 mm. Parametry obróbki cieplno-plastycznej,

tj. temperatura austenitzowania, temperatura początku i końca kucia, szybkość chłodzenia oraz temperatura i czas wytrzymania izotermicznego dobrano na podstawie badań dylatometrycznych oraz na podstawie informacji pozyskanych z kuźni, w taki sposób aby jak najdokładniej odwzorować warunki kształtowania rzeczywistej odkuwki. Zastosowano prędkość odkształcenia 1 s^{-1} , która jest zbliżona do prędkości występującej podczas kucia na prasach hydraulicznych w warunkach przemysłowych. Szczegółowe parametry wariantów obróbki cieplno-plastycznej przedstawiono w tablicy 9.

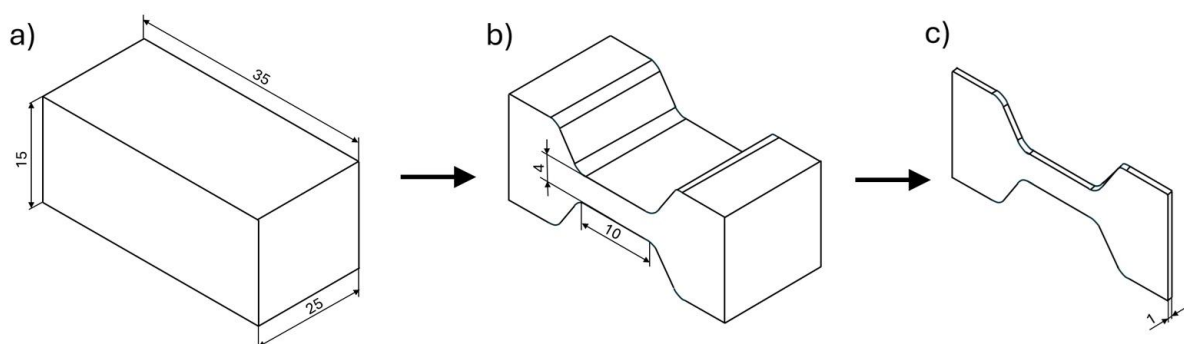
Tablica 9

Parametry wariantów obróbki cieplno-plastycznej w symulatorze Gleeble 3800

Austenitzowanie				
Temperatura austenitzowania, °C	Szybkość nagrzewania, °C/s		Czas wygrzewania, s	Szybkość chłodzenia do temperatury odkształcenia, °C/s
1100	3		60	1
Odkształcenie				
T _d , °C	ε	ε̇ ₁ , s ⁻¹	Szybkość chłodzenia do kolejnego odkształcenia, °C/s	Czas przed odkształceniem, s
1100	0,15	1	4	-
1050	0,15	1	4	2
1020	0,15	1	4	2
1000	0,25	1	4	2
980	0,15	1	poniżej	2
Wytrzymanie izotermiczne (wariant 1)				
Zakres temperatury, °C		Szybkość chłodzenia, °C/s		Czas wytrzymania, s
980 → 400		1		-
400		-		900
400 → RT		2		-
Wytrzymanie izotermiczne (wariant 2)				
Zakres temperatury, °C		Szybkość chłodzenia, °C/s		Czas wytrzymania, s
980 → 400		1		-
400		-		1800
400 → RT		2		-
Wytrzymanie izotermiczne (wariant 3)				
Zakres temperatury, °C		Szybkość chłodzenia, °C/s		Czas wytrzymania, s
980 → 380		1		-
380		-		900
380 → RT		2		-
Wytrzymanie izotermiczne (wariant 4)				
Zakres temperatury, °C		Szybkość chłodzenia, °C/s		Czas wytrzymania, s
980 → 380		1		-
380		-		1800
380 → RT		2		-

2.3.4. Badania własności mechanicznych

Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono w celu określenia wpływu parametrów temperaturowo-czasowych obróbki cieplno-plastycznej na własności mechaniczne badanej stali. Badanie przeprowadzono przy użyciu płaskich próbek subwymiarowych o wymiarach przedstawionych na rys. 37. Próbkę przeznaczoną do rozciągania wycięto z próbki uprzednio odkształconych w symulatorze termomechanicznym Gleeble 3800 (tablica 9). Wyniki uśredniono na podstawie trzech prób przeprowadzonych dla każdego wariantu. Pomiary przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej MTS Insight 10kN. Na podstawie statycznej próby rozciągania wyznaczono następujące własności mechaniczne: umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m oraz wydłużenie całkowite A .



Rys. 37. Schemat wycięcia próbki do statycznej próby rozciągania: a) próbka do badań plastometrycznych przed odkształceniem, b) próbka po zadaniu odkształcenia, c) wycięta próbka do statycznej próby rozciągania

Pomiary twardości przeprowadzono przy użyciu twardościomierza Vickersa Future-TechFM-700 przy obciążeniu 1 kgf. Średnią twardość wyznaczono na podstawie dziesięciu pomiarów wykonanych dla każdego wariantu.

2.3.5. Badania mikrostrukturalne

Obserwacje metalograficzne próbek poddanych badaniom dylatometrycznym, plastometrycznym oraz po statycznej próbie rozciągania przeprowadzono z zastosowaniem metod mikroskopii świetlnej, SEM oraz TEM. W celu określenia morfologii oraz rozmieszczenia austenitu szczątkowego, a także pozostałych składników mikrostruktury przeprowadzono obserwacje przy zastosowaniu techniki EBSD w skaningowym mikroskopie elektronowym. Przygotowanie zglądów metalograficznych rozpoczęto od cięcia, a następnie przeprowadzono standardowe procedury szlifowania i polerowania mechanicznego. Próbkę po badaniach dylatometrycznych przecięto w jednej trzeciej długości, a w przypadku próbek po badaniach plastometrycznych (osiowosymetrycznych) – w połowie ich długości. Po

przeprowadzeniu odkształcenia próbki prostopadłościenną w symulatorze termomechanicznym, zgląd wycięto z centralnej części próbki poprzecznie do osi odkształcenia. W przypadku próbek poddanych statycznej próbie rozciągania, do dalszej analizy wybrano fragment w pobliżu miejsca przewężenia. Następnie próbki inkludowano w żywicy termoutwardzalnej. W kolejnym etapie zglądy szlifowano przy użyciu papierów ściernych na bazie SiC o ziarnistości w zakresie od 220 do 1200. W dalszej kolejności zglądy polerowano na tarczach filcowych zwilżanych zawiesiną pasty diamentowej o średnicy cząstek 9 μm , 6 μm , 3 μm oraz 1 μm . Końcowe polerowanie przeprowadzono przy użyciu krzemionki koloidalnej o wielkości cząstek 35 nm. Zglądy przeznaczone do obserwacji mikrostruktury przy zastosowaniu mikroskopu świetlnego oraz SEM poddano trawieniu w 5% nitalu. Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono przy użyciu mikroskopu świetlnego Axio Observer Z1m firmy Zeiss. Szczegóły morfologiczne składników strukturalnych stali obserwowano przy użyciu SEM SUPRA 35 firmy ZEISS pracującego w trybie secondary electrons (SE). Do badań zastosowano napięcie przyspieszające o wartości 20 kV oraz odległość roboczą wynoszącą 14 mm.

W celu dokonania szczegółowej charakterystyki składników mikrostrukturalnych wykorzystano technikę EBSD. Do badań techniką EBSD zastosowano napięcie wiązki 20 kV na próbce nachylonej pod kątem 70° przy prądzie sondy $\sim 2,5$ nA. Badania przeprowadzono przy powiększeniu 500x stosując krok pomiarowy 1 μm , oraz przy powiększeniu 1000x z krokiem pomiarowym 0,4 μm . Uzyskane wyniki zostały poddane analizie przy użyciu oprogramowania TSL OIM Analysis 7.3.1. Dla otrzymanych wyników zastosowano metodę standaryzacji parametru CI (*Confidence Index Standardization*) [140]. Do scharakteryzowania mikrostruktury wykorzystano mapy IQ (*Image Quality*) z naniesionymi granicami wąsko- i szerokokątowymi, mapy fazowe, mapy odwrotnych figur biegunowych IPF (*Inverse Pole Figure*) oraz mapy z naniesionymi granicami ziarn spełniającymi zależności krystalograficzne Kurdjumowa-Sachsa oraz Nishiyamy-Wassermana [141]. Metoda EBSD pozwoliła również na rekonstrukcję i analizę granic ziarn austenitu pierwotnego na podstawie map IPF ze wskazanymi kątami dezorientacji w zakresie od 20° do 40° . Wielkość ziarna austenitu pierwotnego określono poprzez pomiar średnic ziaren za pomocą oprogramowania ImageJ.

Przygotowanie lamelek do badań w transmisyjnym mikroskopie elektronowym przeprowadzono przy zastosowaniu zbieżnej wiązki jonów galu (FIB). Obserwacje zrealizowano stosując wysokorozdzielczy TEM TITAN 80-300 firmy FEI wyposażony w polowe działło elektronowe o dużej jasności XFEG (*Extreme Field Emission Gun*), system skanowania STEM (*Scanning Transmission Electron Microscopy*), szerokokątowy

pierścieniowy detektor pola kondensora, filtr energii elektronów oraz spektrometr strat energii elektronów EELS (*Energy Dispersive X-Ray Spectrometer*). Wyniki badań rejestrowano z użyciem techniki pola jasnego BF (*Bright Field*) oraz ciemnego DF (*Dark Field*). Identyfikację faz przeprowadzono przy zastosowaniu dyfrakcji elektronowej SAD (*Selected Area Diffraction*). Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na szerokość płytek bainitu został zweryfikowany na podstawie obserwacji STEM. Dla wybranych wariantów temperaturowych wytrzymania izotermicznego przeprowadzono po 60 pomiarów szerokości płytek bainitu przy użyciu programu ImageJ. Liniowe punkty przecięcia poddano korekcie stereograficznej z zastosowaniem metody opisanej w pracy [142].

2.3.6. Badania rentgenograficzne

Identyfikacji składu fazowego próbek poddanych badaniom dylatometrycznym, plastometrycznym oraz odkształconych w statycznej próbie rozciągania dokonano metodą rentgenowską przy użyciu dyfraktometru Panalytical X'Pert Pro MPD wyposażonego w detektor 3D PIXcel. Badania przeprowadzono z zastosowaniem lampy kobaltowej pracującej przy napięciu 40 kV i prądzie 30 mA. Do badań dyfrakcyjnych wykorzystano geometrię Bragga-Brentano. Identyfikację składu fazowego przeprowadzono w zakresie 45-105° z krokiem o wielkości 0,026° i szybkością skanowania 0,6 s/krok. Uzyskane dyfraktogramy analizowano przy użyciu oprogramowania High Score Plus (Panalytical) w wersji 3.0. Identyfikacji faz dokonano na podstawie danych zawartych w bazie International Centre for Diffraction Data ICDD. Udział ilościowy austenitu szczątkowego został wyznaczony przy użyciu metody Rietvelda [143]. Metoda ta polega na dopasowaniu otrzymanego dyfraktogramu rentgenowskiego do dyfraktogramu teoretycznego. Proces dopasowywania bazuje na metodzie najmniejszych kwadratów i obejmuje wiele różnych parametrów, tj. parametr sieci dla każdej fazy, tło, czynniki odpowiadające na profil piku np., asymetria, uprzywilejowana orientacja krystalograficzna, wielkość cząstek, czynnik skali, czynniki aparaturowe itp. [144].

Na podstawie otrzymanych dyfraktogramów rentgenowskich wyznaczono parametr sieci austenitu $\alpha\gamma$, który następnie wykorzystano do obliczenia zawartości węgla w austenicie, korzystając z poniższej zależności [145]:

$$a_{\gamma} = 3,556 + 0,0453C_{\gamma} + 0,00095Mn + 0,0056Al \quad (11)$$

gdzie:

a_{γ} – parametr sieci austenitu,

C_{γ} – stężenie węgla w austenicie, % mas.,

Mn, Al – stężenie pierwiastków w stali, % mas.

3. WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE

3.1. Wyniki symulacji termodynamicznych

Projektowanie i optymalizacja składu chemicznego badanej stali

Proces projektowania oraz optymalizacji składu chemicznego badanej stali rozpoczęto od wykonania obliczeń termodynamicznych przy użyciu programu JMatPro. Skład chemiczny stopu modelowego przedstawiono w tablicy 10, a wytworzonego stopu w tablicy 6.

Tablica 10

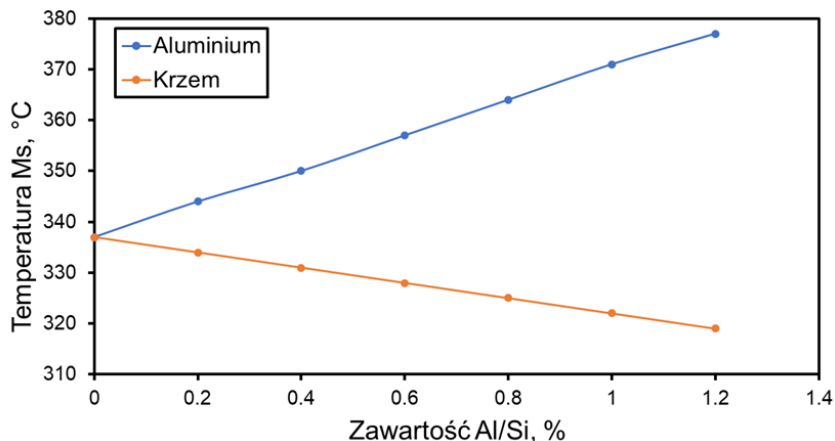
Skład chemiczny stopu modelowego

Modelowy skład chemiczny, % mas.								
C	Mn	Si	Al	Mo	Ti	V	P max	S max
0,16	3,00	1,00	0,50	0,20	0,030	0,070	0,015	0,015

Zawartość C obniżono do 0,16%, aby nie pogorszyć skrawalności odkuwek [10]. Ponadto, obniżona zawartość C powinna pozytywnie wpłynąć na udarność. Do stali wprowadzono 3% Mn w celu obniżenia temperatury M_s , a tym samym ustabilizowania pewnej frakcji austenitu szczątkowego do temperatury pokojowej. Z drugiej strony, Mn spowalnia przemianę bainityczną i wydłuża jej czas trwania [132]. Dodatek Mo poprawia ciągliwość na gorąco, hartowność i umocnienie roztworowe [10]. W celu rozdrobnienia mikrostruktury do stali dodano mikrododatki Ti i V. Mikrododatki Ti i V mogą tworzyć związki TiC , TiN , VN i $V(C,N)$, które hamują wzrost ziaren austenitu podczas austenitizacji, poprawiając granicę plastyczności i udarność stali [133]. Fazy TiC i TiN wpływają również na rozdrobnienie mikrostruktury poprzez tworzenie złożonych cząstek $Ti(C,N)$. Wanad zwiększa umocnienie roztworowe stali, jednak przejawia mniejszy wpływ na umocnienie związane z rozdrobnieniem struktury [15].

Przeprowadzoną analizę dotyczącą wpływu aluminium i krzemu na temperaturę początku przemiany martenzytycznej M_s stali przedstawiono na rys. 38. Z przeprowadzonych obliczeń wynika, że zwiększenie zawartości Al powoduje wzrost temperatury M_s , natomiast Si wykazuje odwrotny efekt. Poprzez odpowiedni dobór proporcji tych pierwiastków możliwe jest sterowanie temperaturą M_s , co istotnie wpływa na udział austenitu szczątkowego w strukturze stali. Aluminium ma negatywny wpływ na stabilność austenitu szczątkowego, ponieważ silnie podnosi wartość temperatury M_s , dlatego zawartość tego pierwiastka w stali zmniejszono do 0,55% (tablica 6). Efekt ten został potwierdzony w pracy [146], gdzie w przypadku stali średniomanganowej z wyższą zawartością krzemu (0,173C-4,46Mn-1,47Si-0,03Al) uzyskano

temperaturę M_s wynoszącą 319°C , natomiast po zwiększeniu ilości aluminium do 1,31% (0,195C-4,52Mn-0,04Si-1,31Al) temperatura M_s wzrosła do 355°C . Nieco wyższa zawartość węgla w stali zawierającej Al nieznacznie zmniejszyła ten efekt.



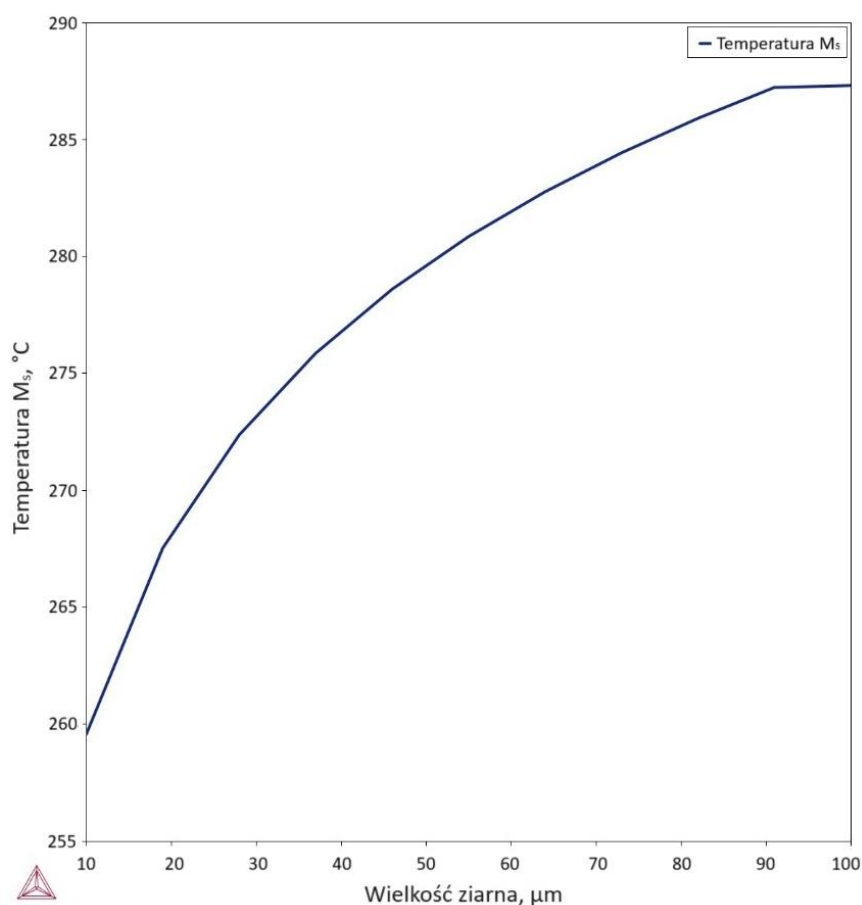
Rys. 38. Wpływ zawartości aluminium oraz krzemu na temperaturę M_s badanej stali

Wprowadzony do stali 1% krzemu ma na celu zahamowanie powstawania węglików w trakcie przemiany bainitycznej, tym samym umożliwiając wzbogacenie austenitu w węgiel. Podobnie jak krzem, jednak w mniejszym stopniu, aluminium ogranicza powstawanie cementytu. Jednak dodatek aluminium przyspiesza przemianę bainityczną, co jest istotne dla projektowania warunków obróbki cieplno-plastycznej stali bainitycznych z austenitem szczątkowym [103-107].

Do badanej stali wprowadzono mikrododatki Ti (0,034%) i V (0,073%) w celu rozdrobnienia struktury. Zabieg ten przeprowadzono w celu zwiększenia własności mechanicznych stali poprzez rozdrobnienie ziarna, co przyczynia się także do zwiększenia stabilności termicznej austenitu poprzez obniżenie temperatury M_s stali. Efekt ten przedstawiono na rys. 39, gdzie zestawiono zmianę temperatury M_s w funkcji wielkości ziarna austenitu.

Przeprowadzona analiza wskazuje, że stabilność austenitu może być kontrolowana nie tylko poprzez skład chemiczny, ale również wielkość ziarna. Zgodnie z danymi zestawionymi na rys. 39, zwiększenie wielkości ziarna z 10 do 100 μm powoduje wzrost temperatury M_s o około 27°C . Dong i in. [147] również zaobserwowali, że wielkość ziarna austenitu jest zasadniczym czynnikiem wpływającym na temperaturę M_s . W pracy tej stwierdzono, że rozdrobnienie ziarn austenitu wymaga utworzenia większej ilości miejsc do zarodkowania martenzytu (granic ziarn), co skutkuje obniżeniem temperatury M_s . Wykazano również, że im mniejsze ziarno austenitu, tym wyższa jego stabilność mechaniczna. Lu i in. [148] wykazali, że zmniejszając

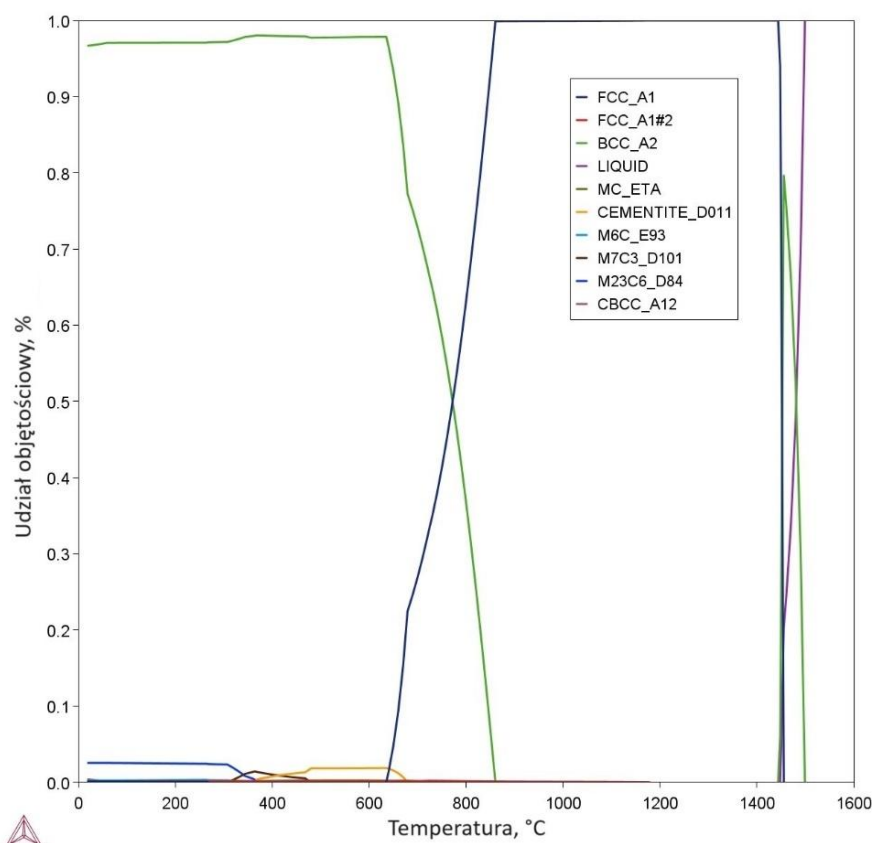
wielkość ziarna austenitu z około 100 μm do kilku mikronów, obniżono temperaturę M_s o 40°C. Wpływ Ti i V na temperaturę M_s badano w pracy [149]. Autor zasugerował, że mikrododatek V nieznacznie zwiększa temperaturę M_s , natomiast Ti przy zawartości poniżej 0,5% silnie obniża temperaturę M_s .



Rys. 39. Krzywa przedstawiająca zależność pomiędzy temperaturą M_s badanej stali i wielkością ziarna austenitu

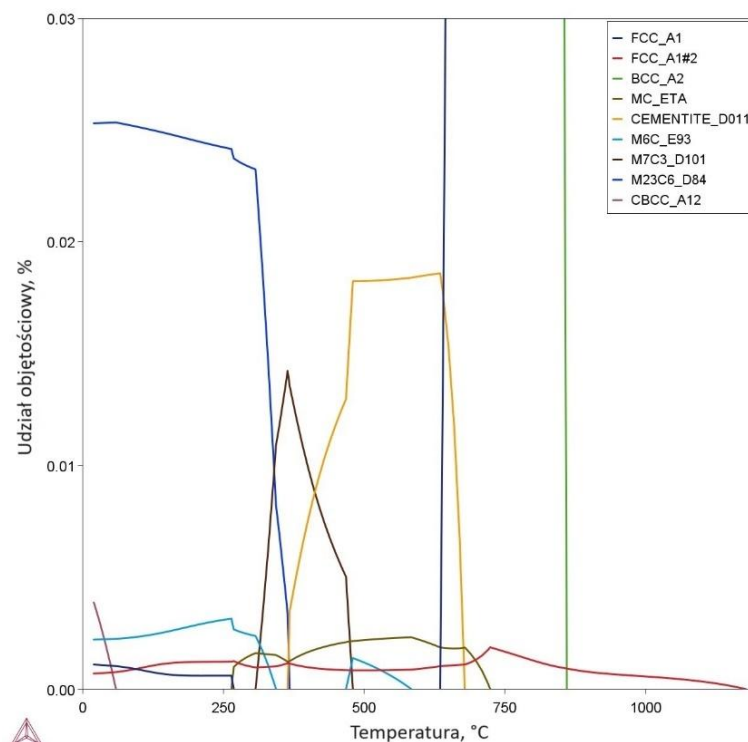
Projektowanie i optymalizacja parametrów obróbki cieplnej badanej stali

Proces projektowania wstępnych parametrów czasowo-temperaturowych obróbki cieplnej pozwalających na uzyskanie struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym rozpoczęto od przeprowadzenia obliczeń teoretycznych kinetyki przemian fazowych w warunkach równowagowych w funkcji temperatury. Obliczenia przeprowadzono w celu wyznaczenia temperatur krytycznych (A_{c1} , A_{c3} , M_s), temperatury austenitowania oraz szybkości chłodzenia. Wyniki przeprowadzonych obliczeń (rys. 40) wskazują, że austenit występuje w zakresie temperatury od 1430°C do około 880°C. Temperatura A_{c3} badanej stali wynosi około 880°C, a temperatura A_{c1} około 650°C.



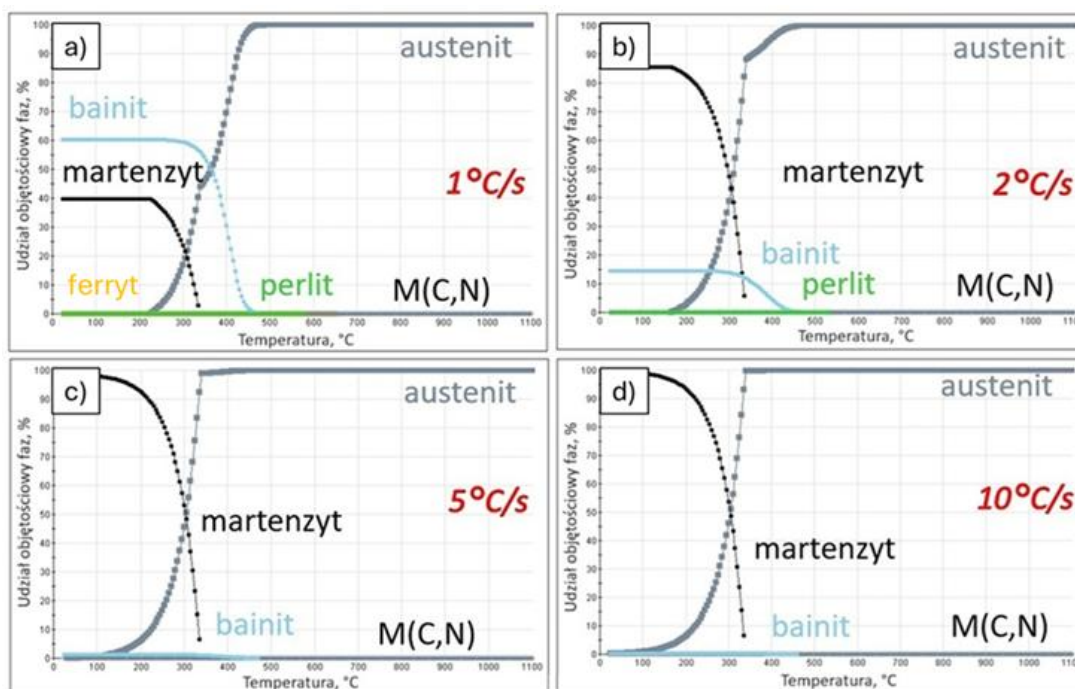
Rys. 40. Wykres przemian fazowych w funkcji temperatury w warunkach równowagowych analizowanej stali

Wyniki obliczeń teoretycznych procesu wydzielania się węglików w funkcji temperatury przedstawiono na rys. 41. Węgliki zawierające Ti i V wydzielają się poniżej temperatury 1200°C. Efekt ten jest korzystny, ponieważ podczas odkształcania plastycznego na gorąco wydzielения zawierające Ti i V będą hamować rozrost ziaren austenitu podczas rekrystalizacji, dzięki czemu możliwe jest uzyskanie drobnoziarnistej struktury [150]. Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono również, że cementyt może powstawać w temperaturze poniżej 700°C, a następnie rozpuszczać się w temperaturze 400°C. Poniżej temperatury 600°C w strukturze stali mogą tworzyć się niepożądane węgliki typu $M_{23}C_6$, M_7C_3 i M_6C , jednak ich sumaryczny udział nie przekracza 3%. Obecność cementytu oraz węglików typu $M_{23}C_6$, M_7C_3 i M_6C w mikrostrukturze przyczynia się do zmniejszenia ilości austenitu szcążkowego w strukturze stali, ponieważ w roztworze stałym dostępna będzie mniejsza ilość węgla potrzebna do jego stabilizacji. Uzyskane wyniki obliczeń teoretycznych wskazują, że w mikrostrukturze badanej stali mogą występować bardzo małe ilości niepożądanych węglików, które zmniejszają odporność na pękanie odkuwki [14].



Rys. 41. Wykres tworzenia się wydzielen węglikowych w funkcji temperatury w warunkach równowagowych analizowanej stali

W dalszej kolejności konieczne było określenie szybkości chłodzenia po zakończeniu austenitizacji do temperatury przemiany bainitycznej, która pozwoli uniknąć tworzenia się ferrytu lub perlitu w mikrostrukturze (rys. 42).



Rys. 42. Symulacje wolnego chłodzenia z temperatury austenitizowania dla analizowanej stali z szybkością chłodzenia: a) 1°C/s, b) 2°C/s, c) 5°C/s, d) 10°C/s

Obliczenia przeprowadzono dla rzeczywistego składu chemicznego (tablica 6). Chłodzenie rozpoczęto z temperatury austenitizowania równej 1100°C , co umożliwiło wykorzystanie wpływu powstałych węglików tytanu i wanadu na otrzymanie ultradrobnoziarnistej struktury, charakteryzującej się wysokimi własnościami wytrzymałościowymi i odpornością na pękanie [151]. Zgodnie z wynikami symulacji przedstawionymi na rys. 42, krytyczna szybkość chłodzenia pozwalająca na uniknięcie występowania ferrytu i perlitu w strukturze wynosi 5°C/s (rys 42c). W przypadku mniejszych szybkości chłodzenia, tj. 1°C/s i 2°C/s zaobserwowano występowanie przemiany ferrytycznej (rys. 42a) oraz perlitycznej (rys. 42a,b).

Znajomość kinetyki przemian fazowych i temperatur krytycznych stali jest kluczowa w projektowaniu i optymalizacji procesów obróbki cieplnej oraz cieplno-plastycznej. W celu zbadania zachodzących przemian fazowych podczas chłodzenia ciągłego do temperatury pokojowej z różną szybkością, wykonano symulacje wykresów CTP_c z temperatury austenitizowania 1100°C . Na rys. 43 przedstawiono teoretyczny wykres CTP_c dla stali chłodzonej z szybkością od 110°C/s do $0,01^{\circ}\text{C/s}$. Symulacje przeprowadzone w warunkach równowagowych (rys. 40) i nierównowagowych (rys. 43) wykazały różnice w wartościach temperatur krytycznych A_{c1} i A_{c3} (tablica 11). Temperatura A_{c1} wyznaczona w warunkach nierównowagowych jest wyższa o 49°C od temperatury wyznaczonej dla warunków równowagowych. Natomiast wartość temperatury A_{c3} w warunkach nierównowagowych jest niższa o 14°C w porównaniu z wartością wyznaczoną w warunkach równowagowych.

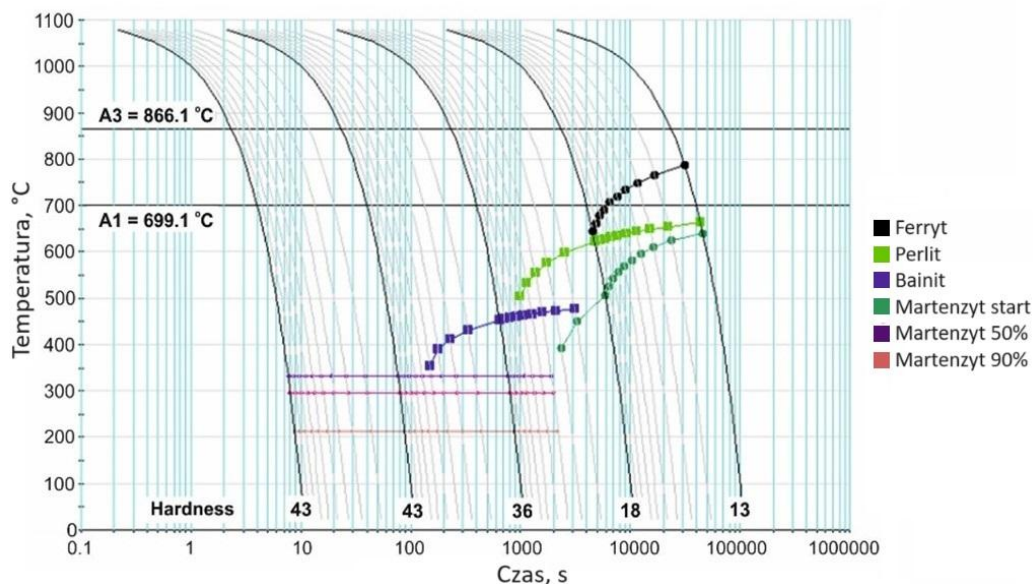
Tablica 11

Wartości temperatur krytycznych A_{c1} i A_{c3} wyznaczone dla warunków równowagowych (Thermo-Calc) i dla różnych szybkości chłodzenia (JMatPro)

Temperatura	Warunki równowagowe	Wykres CTP _c	Różnica
A_{c1}	650°C	699°C	49°C
A_{c3}	880°C	866°C	14°C

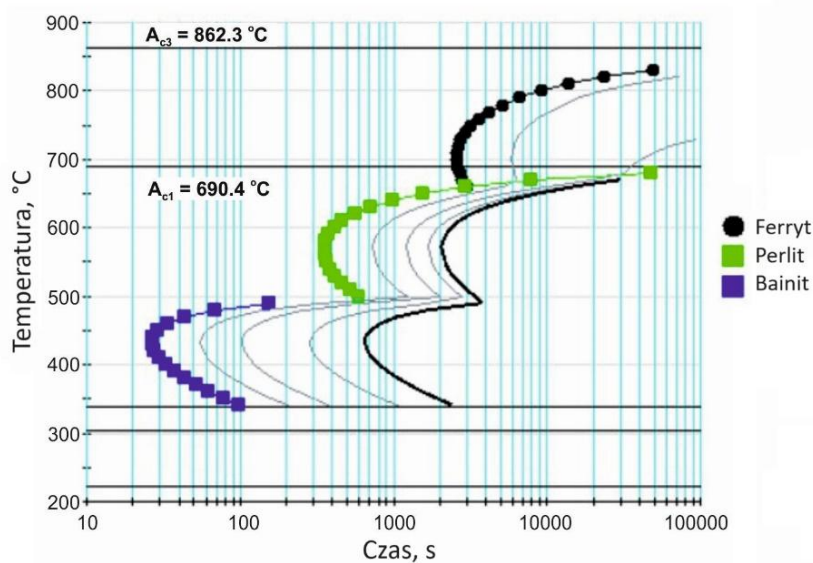
Temperatura M_s badanej stali wyznaczona za pomocą JMatPro wynosi około 350°C (rys. 43). Zgodnie z otrzymanymi wynikami symulacji wykresu CTP_c, przemiana ferrytyczna i perlityczna rozpoczynają się w stosunkowo niskich temperaturach, odpowiednio około 790°C i 660°C . Powstawanie ferrytu i perlitu zaobserwowano przy szybkościach chłodzenia od $0,01^{\circ}\text{C/s}$ do $0,55^{\circ}\text{C/s}$, przy czym przemiany ferrytyczna i perlityczna rozpoczynają się po długim czasie (około 1100 s i 600 s) w porównaniu do przemiany bainitycznej (około 100 s). Jest to korzystne pod kątem projektowania obróbki cieplnej i cieplno-plastycznej stali bainitycznych. Jest to spowodowane dodatkiem Mn, który silnie zwiększa hartowność stali, powodując przesunięcie zatoki ferrytycznej, perlitycznej oraz bainitycznej w kierunku

dłuższych czasów [152-154]. Bainit tworzy się w zakresie temperatury od 495°C do 355°C, w zależności od zastosowanej szybkości chłodzenia. Ilość powstałego w mikrostrukturze bainitu maleje wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia.



Rys. 43. Teoretyczny wykres CTP_c badanej stali dla różnych szybkości chłodzenia w zakresie od 100°C/s do 0,01°C/s; temperatura austenizowania: 1100°C

Po zakończeniu odkształcenia na gorąco kolejnym etapem będzie chłodzenie do temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej. Teoretyczny wykres CTP_i przedstawiony na rys. 44 pozwolił na określenie czasu rozpoczęcia i zakończenia przemiany bainitycznej, który jest różny w zależności od temperatury wytrzymania izotermicznego.



Rys. 44. Teoretyczny wykres CTP_i badanej stali

Zgodnie z wykresem CTP_i przedstawionym na rys. 44, zakres występowania przemiany bainitycznej mieści się w przedziale od 490°C do 340°C. W przypadku temperatury 490°C czas inkubacji (inicjowania przemiany) wynosi 155 s, a czas zakończenia przemiany 3800 s, natomiast dla temperatury 340°C czasy te ulegają skróceniu odpowiednio do 98 s i 2410 s. Najkrótszy czas inkubacji dla przemiany bainitycznej odnotowano w temperaturze 440°C, gdzie przemiana zaczyna się i kończy odpowiednio po 27 s i 665 s. W związku z tym temperatura wytrzymania izotermicznego wynosząca 440°C stanowi najbardziej korzystny wariant temperaturowy w perspektywie obróbki cieplnej badanej stali.

3.2. Wyniki badań dylatometrycznych

Weryfikacja eksperymentalna obliczeń teoretycznych z wykorzystaniem metody dylatometrycznej oraz analizy mikrostrukturalnej

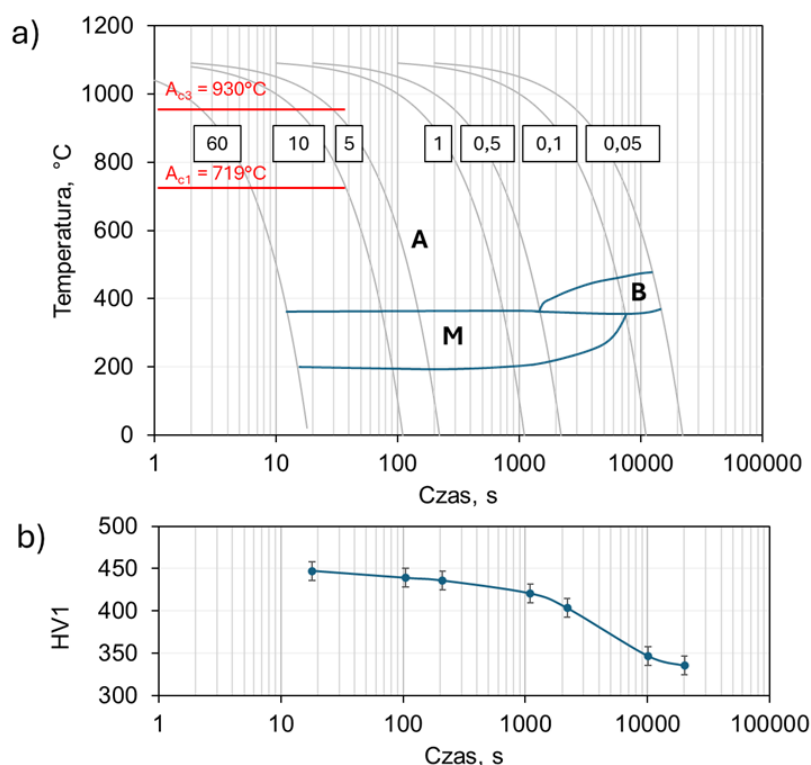
W kolejnym kroku obliczenia teoretyczne uzyskane przy użyciu programów Thermo-Calc i JMatPro zostały zweryfikowane eksperymentalnie w badaniach dylatometrycznych. Na rys. 45a przedstawiono wykres CTP_c badanej stali wyznaczony w badaniach dylatometrycznych. Temperatury krytyczne A_{c1}, A_{c3} i M_s otrzymane za pomocą obliczeń termodynamicznych i wyznaczone eksperymentalnie zestawiono w tabelicy 12.

Tablica 12

Wartości temperatur krytycznych A_{c1}, A_{c3} i M_s uzyskanych na podstawie obliczeń termodynamicznych oraz w badaniach dylatometrycznych.

Temperatura	Obliczenia termodynamiczne	Pomiary dylatometryczne	Różnica
A _{c1}	699°C	719°C	20°C
A _{c3}	866°C	930°C	64°C
M _s	350°C	379°C	29°C

Podczas pomiarów dylatometrycznych zarejestrowano występowanie wyłącznie przemiany bainitycznej i martenzytycznej (rys. 45), natomiast w przypadku obliczeń teoretycznych, dla małych szybkości chłodzenia w zakresie od 0,55 do 0,01°C/s dodatkowo wystąpiła przemiana ferrytyczna i perlityczna (rys. 43). Uzyskane wyniki charakteryzowały się umiarkowaną zgodnością. Powodem wystąpienia różnic pomiędzy wynikami obliczeń teoretycznych a wynikami eksperymentalnymi jest użycie modeli komercyjnych zaimplementowanych w programie, których dokładność jest mniejsza w przypadku nowoczesnych stali o podwyższonej zawartości Mn. Stąd wyniki obliczeń teoretycznych mogą być obarczone pewnym błędem [155].

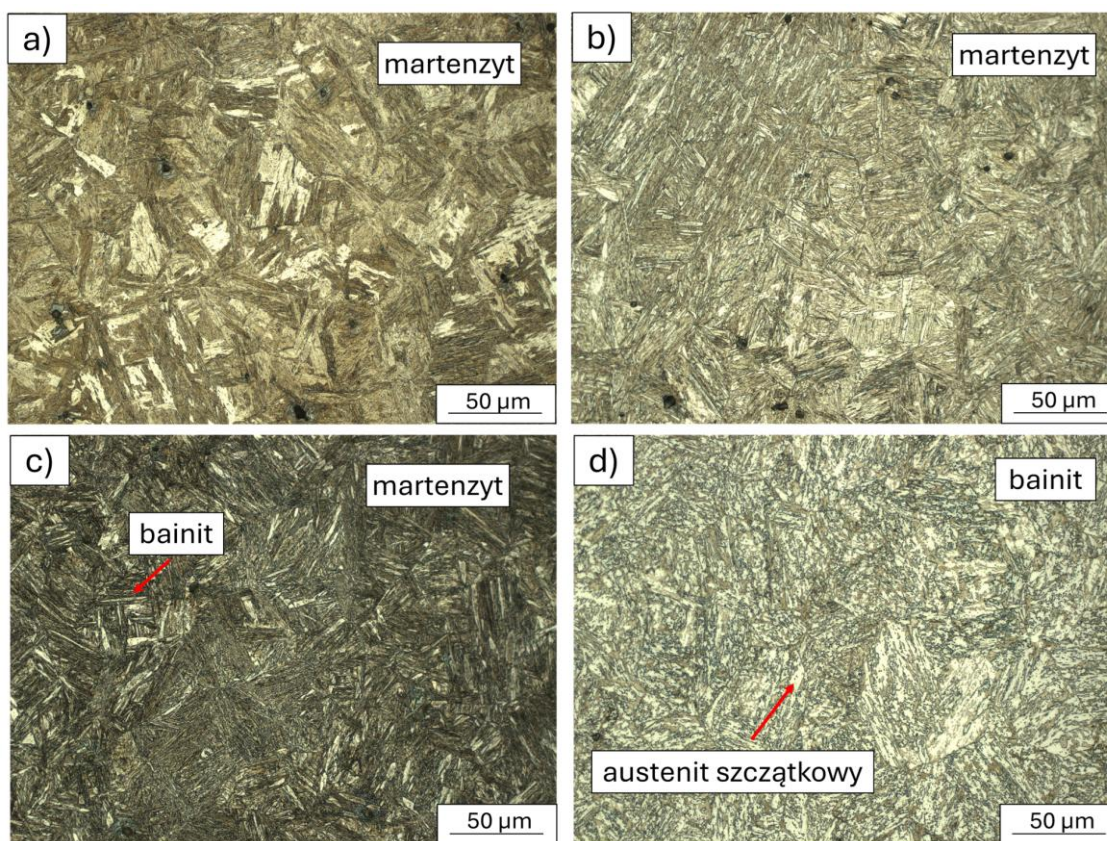


Rys. 45. Wykres CTP_c (a) oraz wyniki pomiarów twardości $HV1$ próbek chłodzonych w zakresie szybkości od 60°C/s do $0,05^{\circ}\text{C/s}$ (b)

Zastosowany do wyznaczenia temperatur krytycznych stali program JMatPro uwzględnia nagrzewanie równowagowe (nieskończenie długie), natomiast w badaniach dylatometrycznych zastosowano nagrzewanie z szybkością 3°C/s . Zwiększenie szybkości nagrzewania podczas badań eksperymentalnych spowodowało wydłużenie czasu potrzebnego na zajście procesów dyfuzyjnych ($\alpha \rightarrow \gamma$), co z kolei spowodowało zwiększenie wartości temperatur krytycznych. W pracy [154] stwierdzono, że podczas nagrzewania materiałów, w których zachodzi przemiana polimorficzna (zmiana struktury krystalicznej), początkowa energia niezbędna do przegrupowania atomów w nowy typ sieci musi być wystarczająco wysoka. Wraz ze wzrostem temperatury wzrasta ilość energii w układzie, a fazy stopniowo ulegają przemianom. Tego typu przemiany potrzebują odpowiedniego czasu, aby skutecznie zaszły w całej objętości. Intensywność wpływu szybkości nagrzewania na temperatury przemian może zależeć m.in. od początkowej struktury stali, ilości pierwiastków stopowych, jak również od wymiarów i kształtu próbek. Podobne zjawisko opisali Moravec i in. [156] w swojej pracy dotyczącej wpływu szybkości nagrzewania na temperatury krytyczne. Autorzy wykazali, że zarówno temperatury A_{c1} , jak i A_{c3} badanych stali rosły wraz ze wzrostem szybkości nagrzewania. Zwiększenie szybkości nagrzewania od $0,1^{\circ}\text{C/s}$ do 100°C/s spowodowało wzrost temperatury

A_{c1} o 50°C i temperatury A_{c3} o 35°C dla stali niskostopowej, natomiast dla stali wysokostopowej wzrost ten wynosił odpowiednio 110°C i 115°C .

Jak wynika z wykresu CTP_c (rys. 45a), dla szybkości chłodzenia w zakresie od 60°C/s do 1°C/s mikrostruktura stali po ochłodzeniu jest w pełni martenzytyczna. W przypadku zastosowania mniejszych szybkości chłodzenia $0,1^{\circ}\text{C/s}$ i $0,05^{\circ}\text{C/s}$ w mikrostrukturze dominuje bainit. Wyniki badań dylatometrycznych zestawiono z wynikami obserwacji mikrostruktury (rys. 46), które są ze sobą w pełni zgodne. Mikrostrukturę martenzytyczną zaobserwowano w szerokim zakresie szybkości chłodzenia od 60°C/s do 1°C/s (rys. 46a–c). Przy zastosowaniu szybkości chłodzenia równej $0,5^{\circ}\text{C/s}$ w mikrostrukturze utworzyła się mała ilość bainitu (rys. 46c). Wraz ze zmniejszeniem szybkości chłodzenia, w mikrostrukturze zaobserwowano większy udział bainitu. W przypadku niższych szybkości chłodzenia ($0,1^{\circ}\text{C/s}$ i $0,05^{\circ}\text{C/s}$) mikrostruktury składały się z listew bainitycznych i austenitu szczątkowego.

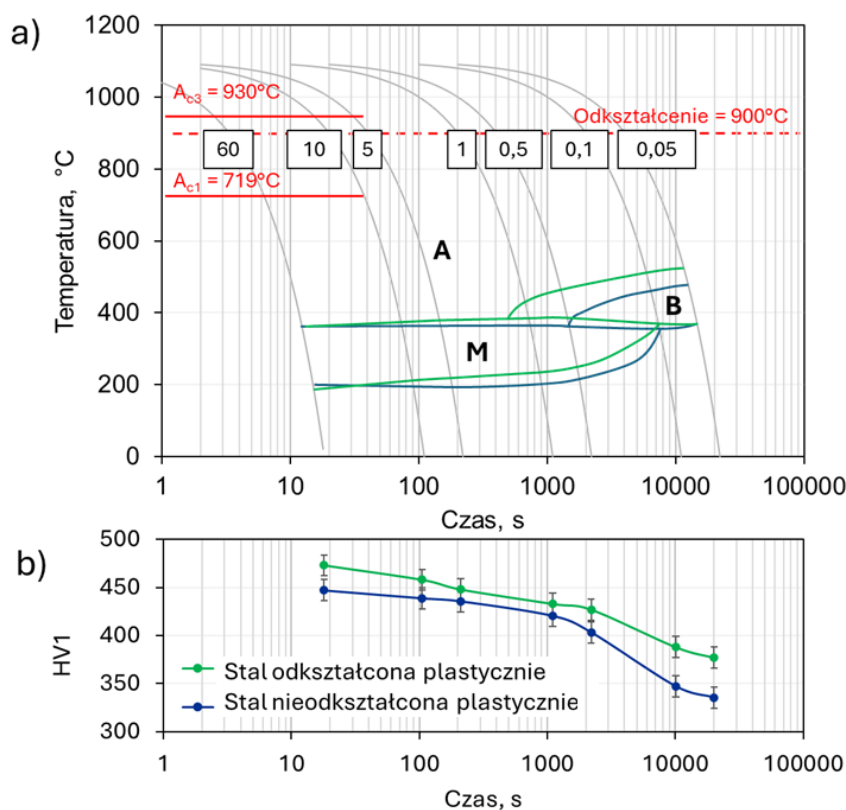


Rys. 46. Mikrostruktury badanej stali po chłodzeniu ciągłym z temperatury austenitizowania 1100°C z szybkościami: a) 60°C/s , b) 1°C/s , c) $0,5^{\circ}\text{C/s}$, d) $0,05^{\circ}\text{C/s}$

Wyniki badań dylatometrycznych zestawiono z wynikami pomiarów twardości (rys. 45b). Zaobserwowano, że wraz ze spadkiem szybkości chłodzenia 60°C/s do 1°C/s twardość stali zmniejsza się z ok. 447 HV1 do ok. 420 HV1. W tym zakresie szybkości chłodzenia struktura jest wyłącznie martenzytyczna, a obniżenie twardości jest efektem odpuszczenia martenzytu

[157]. Dla mniejszych szybkości chłodzenia ($0,5^{\circ}\text{C/s}$, $0,1^{\circ}\text{C/s}$ i $0,05^{\circ}\text{C/s}$) twardość jest znacznie niższa i wynosi odpowiednio 403 HV1, 347 HV1 i 335 HV1. Wraz ze zmniejszeniem szybkości chłodzenia w strukturze powstaje więcej bainitu, który charakteryzuje się mniejszą twardością w porównaniu do martenzytu. W przypadku szybkości chłodzenia $0,1^{\circ}\text{C/s}$ i $0,05^{\circ}\text{C/s}$ w strukturze jest obecny także austenit szczątkowy, o mniejszej twardości w porównaniu do martenzytu.

Podstawą projektowania procesu obróbki cieplno-plastycznej, a w szczególności profili temperaturowo-czasowych chłodzenia z temperatury końca kucia, jest znajomość wykresów przemian austenitu przechłodzonego. W kolejnym etapie zbadano wpływ odkształcenia plastycznegoadanego w temperaturze 900°C z następnym ciągłym chłodzeniem próbek na kinetykę przemian fazowych austenitu przechłodzonego (wykres OCTP_c). Badane stale przeznaczone są na odkuwki wytwarzane w zintegrowanym procesie obróbki cieplno-plastycznej. Podczas produkcji odkuwek zazwyczaj końcowy etap odkształcania przeprowadzany jest w temperaturze $950\text{--}900^{\circ}\text{C}$. Porównanie przebiegu przemian austenitu przechłodzonego nieodkształconego oraz odkształconego plastycznie w temperaturze 900°C , przedstawiono na rys. 47a.



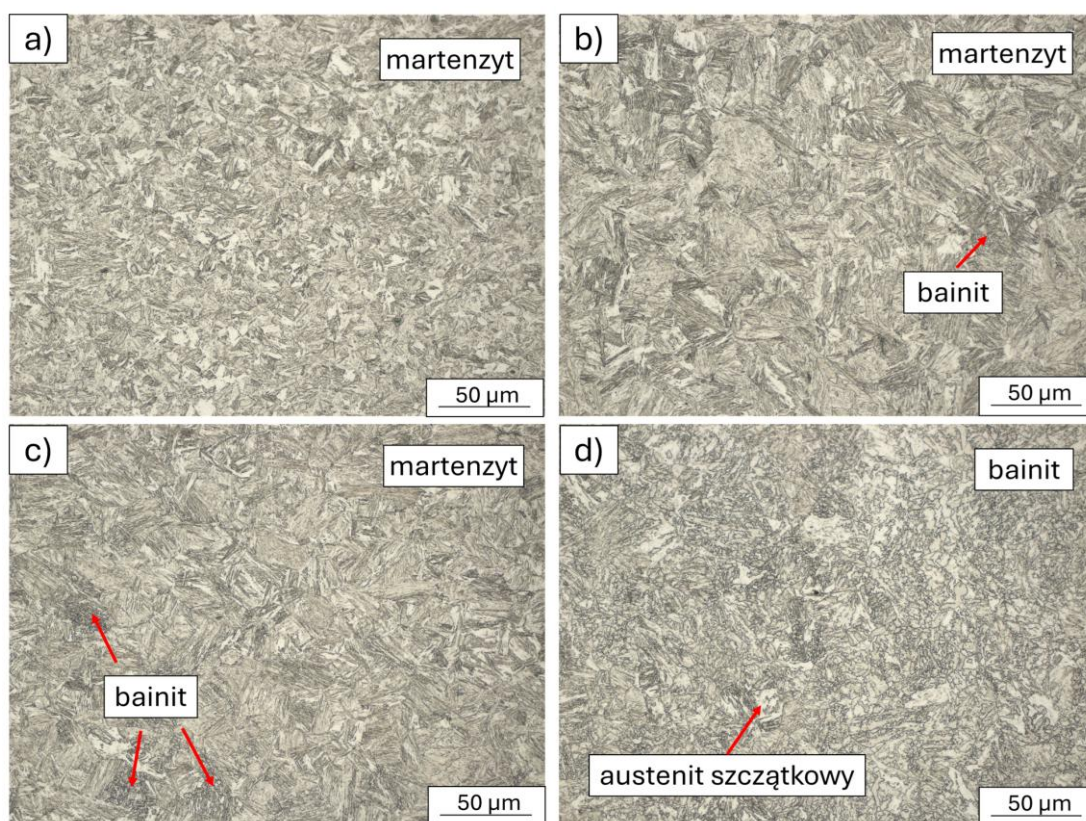
Rys. 47. Porównanie wykresów CTP_c i OCTP_c (a) oraz wyniki pomiarów twardości HV1 próbek chłodzonych w zakresie szybkości od 60°C/s do $0,05^{\circ}\text{C/s}$ (b)

Efektem zastosowania odkształcenia plastycznego przed rozpoczęciem kontrolowanego chłodzenia jest przesunięcie zakresów temperaturowo-czasowych przemian fazowych austenitu przechłodzonego względem zakresów przemian fazowych austenitu przechłodzonego nieodkształconego plastycznie w kierunku krótszego czasu i wyższej temperatury. W przypadku stali nieodkształconej plastycznie, powstawanie bainitu zaobserwowano w zakresie szybkości chłodzenia 0,05–0,5°C/s. Zastosowanie odkształcenia plastycznego rozszerzyło zakres szybkości chłodzenia przy których zachodziła przemiana bainityczna do 0,05–1°C/s. Powodem przyspieszenia zachodzących przemian jest zwiększona szybkość dyfuzji w austenicie odkształconym plastycznie oraz większa gęstość miejsc do zarodkowania heterogenicznego, tj. pasma odkształcenia, pasma ścinania, błędy ułożenia czy spiętrzenia dyslokacji przed granicami ziarn [32,158].

W przypadku stali nieodkształconej plastycznie temperatury M_s i M_f dla szybkości chłodzenia w przedziale 60-0,5°C/s są na zbliżonym poziomie i wynoszą odpowiednio ok. 379°C i ok. 215°C. Wyznaczone temperatury M_s i M_f austenitu odkształconego plastycznie rosną wraz z obniżeniem szybkości chłodzenia i wynoszą odpowiednio 354°C i 175°C dla szybkości chłodzenia 60°C/s oraz 386°C i 241°C dla szybkości chłodzenia 0,5°C/s. Jest to związane ze zjawiskiem rekrytalizacji, która zachodzi w bardziej zaawansowanym stopniu w przypadku wolno chłodzonego materiału. Niezależnie od zastosowanej szybkości chłodzenia, wartości temperatury M_s odkształconego materiału są wyższe. Jest to spowodowane wzrostem gęstości dyslokacji w silnie odkształconym plastycznie austenicie, które stanowią miejsca zarodkowania dla przemiany martenzytycznej [159]. Podobną tendencję dotyczącą wpływu szybkości chłodzenia i odkształcenia plastycznego zastosowanego przed chłodzeniem ciągłym na temperatury B_s i M_s zaobserwowano w pracy [160] dla stali 0,19C-2,96Mn-1,46Si-0,04Al. Jednak w tym przypadku zaobserwowano powstawanie ferrytu i perlitu zarówno w próbkach nieodkształconych, jak i odkształconych.

Mikrostruktury po chłodzeniu stali z temperatury odkształcenia dla różnych szybkości chłodzenia w zakresie od 60°C/s do 0,05°C/s są w pełni zgodne z wynikami pomiarów dylatometrycznych z zastosowaniem odkształcenia plastycznego (rys. 48). Dla szybkości chłodzenia 60°C/s (rys. 48a) mikrostruktura stali po chłodzeniu jest w pełni martenzytyczna. Przy niższych szybkościach chłodzenia następuje przemiana bainityczna, po której część austenitu przemienia się w martenzyt. Zastosowanie odkształcenia plastycznego spowodowało zwiększenie zakresu szybkości chłodzenia pozwalającej na zajście przemiany bainitycznej. Szybkość chłodzenia 1°C/s (rys.48b) pozwoliła na uzyskanie pewnej frakcji bainitu, podczas gdy w przypadku austenitu nieodkształconego plastycznie, okazało się to możliwe dopiero przy

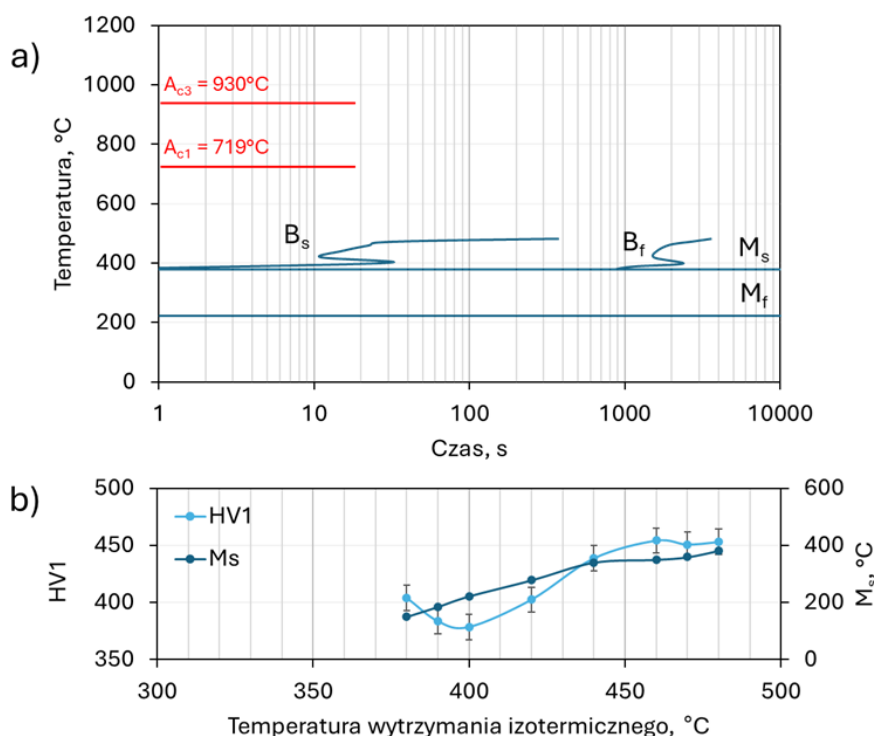
szybkości chłodzenia wynoszącej $0,5^{\circ}\text{C/s}$ (rys. 46c). Przy szybkości chłodzenia pomiędzy $0,1^{\circ}\text{C/s}$ i $0,05^{\circ}\text{C/s}$ (rys. 48c-d) dominującym składnikiem strukturalnym jest bainit. Odształcenie plastyczne austenitu spowodowało wzrost gęstości dyslokacji i umocnienie w wyniku rozdrobnienia ziarn, czego potwierdzeniem jest wyższa twardość próbek chłodzonych z tą samą szybkością w porównaniu z twardością próbek nieodkształconych plastycznie (rys. 47b). Wraz ze spadkiem szybkości chłodzenia twardość otrzymanej stali zmniejsza się z ok. 473 HV1 po chłodzeniu z szybkością 60°C/s do ok. 337 HV1 po chłodzeniu do $0,05^{\circ}\text{C/s}$. Badana stal wykazuje wysoką hartowność ze względu na podwyższoną zawartość Mn (3%). Wysoka hartowność jest szczególnie istotna w przypadku stali przeznaczonych na odkuwki, gdyż po końcowym etapie kucia powinny one zostać schłodzone do temperatury wytrzymania w obszarze bainitycznym, bez tworzenia się ferrytu lub perlitu.



Rys. 48. Mikrostruktury badanej stali po chłodzeniu z temperatury odształcenia 900°C z szybkością: a) 60°C/s , b) 1°C/s , c) $0,5^{\circ}\text{C/s}$, d) $0,05^{\circ}\text{C/s}$

Kolejny etap badań dylatometrycznych obejmował wytrzymanie izotermiczne próbek przez 3 godziny w zakresie temperatury od 380 do 480°C , którego celem było opracowanie krzywych CTP_i (rys. 49a). Celem badania było uzyskanie optymalnego zakresu temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej, aby wybrać najlepsze parametry dla otrzymania struktury bainitycznej ze stabilnym termicznie austenitem szczątkowym. Czas wytrzymania izotermicznego dobrano w taki sposób, aby w pełni zakończyć przemianę

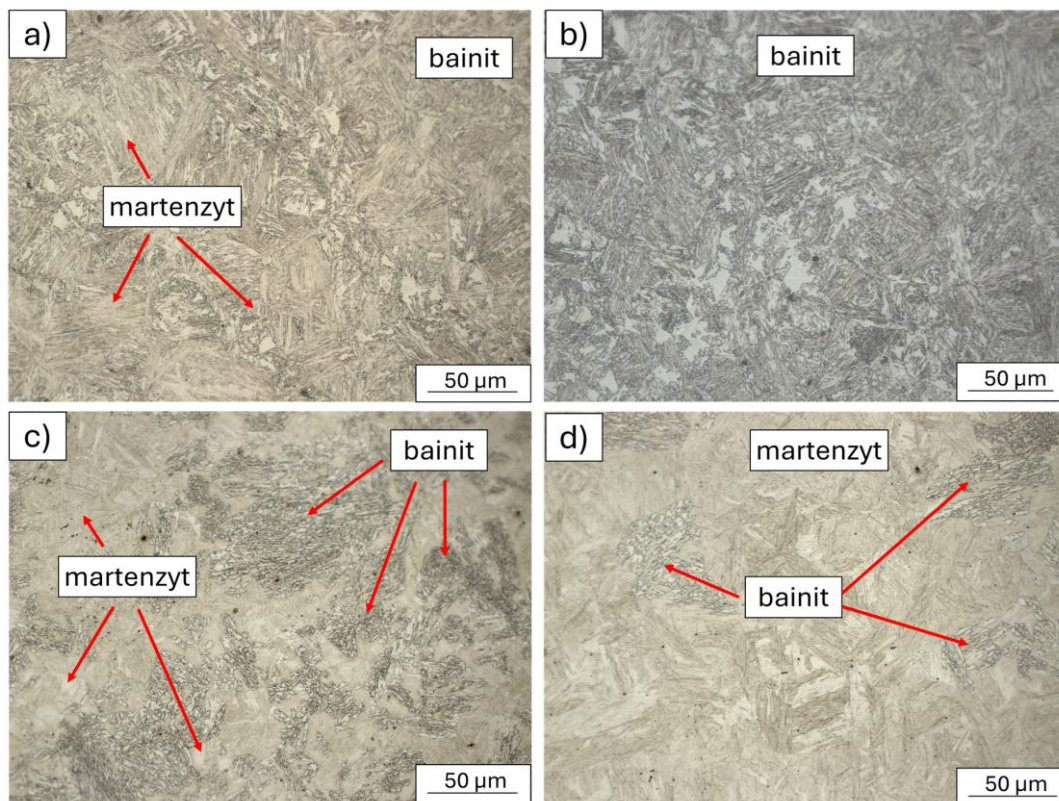
bainityczną. W trakcie wytrzymania izotermicznego nie zarejestrowano innych przemian niż bainityczna i martenzytyczna, co jest spowodowane podwyższoną zawartością Mn (3 %) i stosunkowo niską zawartością Al (tablica 6). Mangan jako stabilizator austenitu powoduje przesunięcie przemiany bainitycznej w kierunku dłuższych czasów [10], co jest efektem zmniejszenia siły pędnej przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ [132]. Tian i in. [161] zaobserwowali, że dodatek 0,5% Al powoduje przyspieszenie kinetyki przemiany bainitycznej. Jednak w przypadku podwyższonej zawartości manganu (ok. 3,1%) dodatek 0,55% aluminium nie wpływa w dużym stopniu na przyspieszenie kinetyki przemiany bainitycznej. Leach i in. [162] również odnotowali, że mangan wydłuża czas inkubacji przemiany bainitycznej.



Rys. 49. Wykres CTP_i (a) oraz wykres reprezentujący wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie od 480°C do 380°C na twardość HV1 próbek oraz M_s stali (b)

Przemianę bainityczną zarejestrowano w każdym wariancie wytrzymania izotermicznego w zakresie temperatury od 480°C do 380°C. Najkrótszy czas inkubacji wynoszący około 11 s odnotowano w temperaturze 420°C. Zakończenie przemiany bainitycznej również w tej temperaturze nastąpiło najszybciej, tj. po upływie około 1500 s. Wyniki obliczeń teoretycznych (rys. 43) wykazały, że najkrótszy czas przemiany bainitycznej wystąpił w temperaturze 440°C, co wskazuje na niewielkie rozbieżności pomiędzy wynikami teoretycznymi i eksperymentalnymi. Mikrostruktury badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w różnej temperaturze (rys. 50) są w pełni zgodne z wykresem CTP_i (rys. 49). Najmniejszy udział martenzytu zaobserwowano w próbce wytrzymanej izotermicznie w temperaturze 400°C

(rys. 50b) co oznacza, że jest to potencjalnie najbardziej optymalny wariant wytrzymania izotermicznego. Wraz ze wzrostem temperatury wytrzymania izotermicznego, w strukturze maleje udział bainitu. W mikrostrukturze stali po wytrzymaniu izotermicznym w 460°C zaobserwowano obecność martenzytu oraz niewielkiej ilości bainitu (rys. 49d).

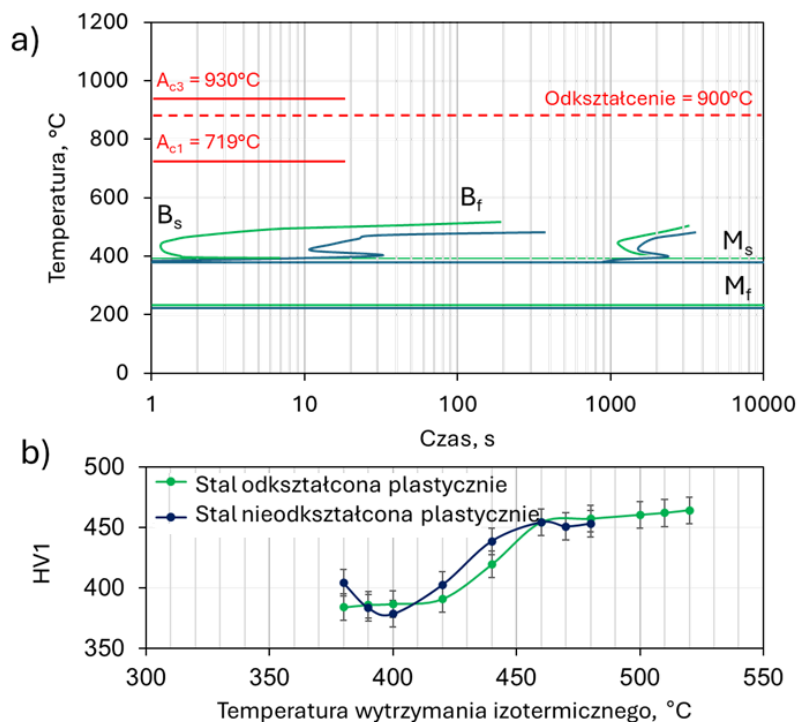


Rys. 50. Mikrostruktury badanej stali uzyskane po zastosowaniu różnej temperatury wytrzymania izotermicznego: a) 380°C, b) 400°C, c) 440°C, d) 460°C

Wyniki badań eksperymentalnych wykazały także, że wraz z obniżeniem temperatury wytrzymania izotermicznego temperatura M_s stali maleje (rys. 49b). Od początkowej wartości M_s wynoszącej około 380°C (podczas wytrzymania izotermicznego w 480°C), temperatura rozpoczęcia przemiany martenzytycznej obniża się do około 250°C (dla wytrzymania izotermicznego w temperaturze 380°C). Podobną tendencję zaobserwowano w pracy [163], gdzie wzrost temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej prowadził do zmniejszenia frakcji bainitu w mikrostrukturze stali 0,17C-3,3Mn-1,6Al-0,23Mo-0,22Si. Doprowadziło to do niższego wzbogacenia w węgiel i odpowiednio niższej stabilności termicznej austenitu. Przeprowadzone pomiary twardości (rys. 49b) wykazały, że wraz z obniżeniem temperatury wytrzymania izotermicznego z 460°C do 400°C, twardość stali maleje odpowiednio od ok. 453HV do ok. 380 HV. Jest to związane ze zmniejszeniem udziału martenzytu w strukturze na rzecz bainitu o niższej twardości. Ponadto zaobserwowano nieznaczny wzrost twardości do ok. 404 HV po obróbce izotermicznej w temperaturze 380°C,

co zostało spowodowane powstaniem w strukturze niewielkiej ilości martenzytu podczas chłodzenia oraz wzrostem twardości wynikającego z rozdrobnienia struktury.

W kolejnym etapie przeprowadzono wytrzymanie izotermiczne przez 3 godziny po wcześniejszym odkształceniu plastycznym próbek z 50% stopniem gniotu w temperaturze 900°C. Na dylatogramach zarejestrowano wyłącznie przemianę bainityczną oraz martenzytyczną (rys. 51a). Zadane odkształcenie spowodowało zwiększenie zakresu temperaturowego i przyspieszenie przemiany bainitycznej. W temperaturze 380°C przemiana bainityczna zachodzi od razu, co jest związane z wartością temperatury bliską M_s stali, która wynosi 385°C. Zastosowanie odkształcenia plastycznego przyspieszyło najkrótszy czas inkubacji przemiany bainitycznej z 11 s do 2 s, który odnotowano w temperaturze 420°C. Również zakończenie przemiany bainitycznej zachodzi w tej temperaturze najszybciej i po zastosowaniu odkształcenia plastycznego uległo przyspieszeniu z 1500 s do 1044 s. Zwiększona gęstość dyslokacji wynikająca z odkształcenia plastycznego generuje większą liczbę miejsc do zarodkowania ferrytu bainitycznego [163]. Przemianę bainityczną w stali nieodkształconej zaobserwowano w zakresie temperatur od 380°C do 480°C. Odkształcenie plastyczne zastosowane przed wygrzewaniem izotermicznym zwiększyło zakres temperatur przemiany bainitycznej od 380°C do 500°C. Porównanie parametrów przemiany bainitycznej otrzymane podczas trzygodzinnego wytrzymania izotermicznego dla próbek odkształconych i nieodkształconych zestawiono w tabelicy 13.



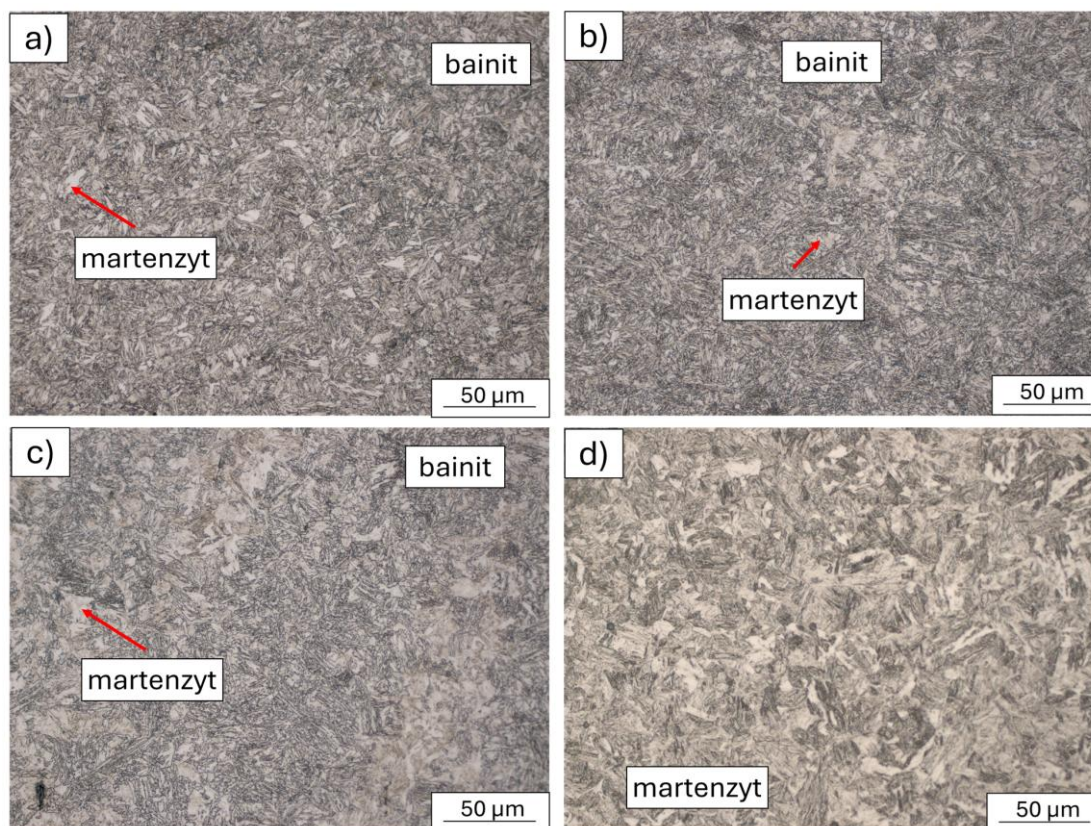
Rys. 51. Porównanie wykresów CTP_i oraz $OCTP_i$ (a) oraz wykres reprezentujący wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie od 520°C do 380°C na twardość HV1 (b)

Tablica 13

Porównanie parametrów przemiany bainitycznej (CTP_i i OCTP_i) po wytrzymaniu izotermicznym przez 3 godziny

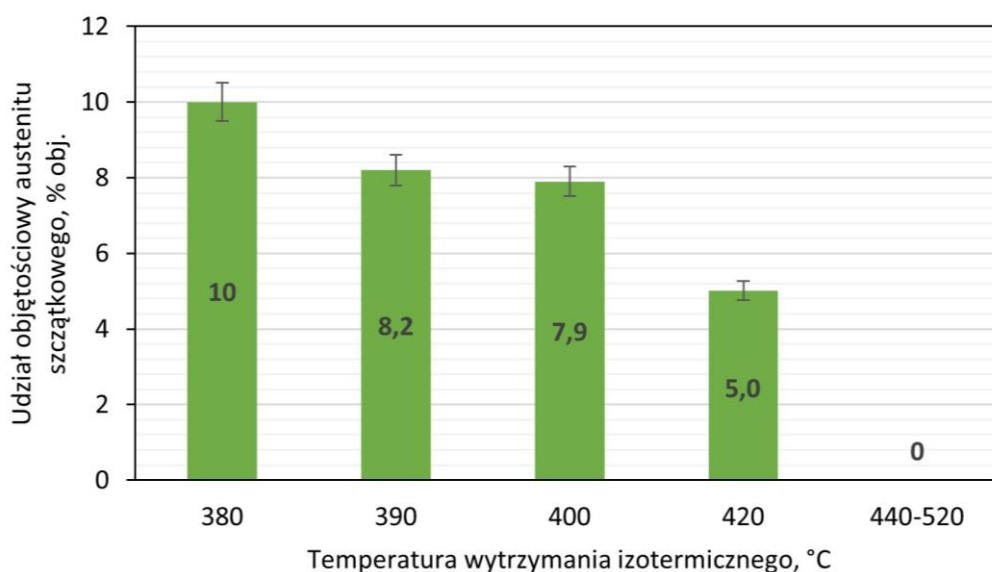
Typ wykresu	Temperatura początku przemiany bainitycznej	Temperatura końca przemiany bainitycznej	Najkrótszy czas niezbędny do rozpoczęcia przemiany bainitycznej	Najkrótszy czas niezbędny do zakończenia przemiany bainitycznej
CTP _i	480°C	380°C	11 s	1500 s
OCTP _i	500°C	380°C	2 s	1044 s

Przeprowadzone obserwacje mikrostruktury (rys. 52) w zakresie temperaturowym od 380°C do 520°C są w pełni zgodne z wynikami badań dylatometrycznych. Zaobserwowano, że dla temperatury wytrzymania izotermicznego 520°C mikrostruktura jest w pełni martenzytyczna (rys. 52d). Wraz z obniżaniem temperatury wytrzymania izotermicznego w mikrostrukturze zwiększa się udział struktury bainitycznej kosztem zmniejszenia udziału martenzytu (rys. 52b-d). Dla wariantu wytrzymania izotermicznego w temperaturze 380°C (rys. 52a), która jest temperaturą zbliżoną do M_s stali, w strukturze również zaobserwowano zwiększony udział martenzytu.



Rys. 52. Mikrostruktury stali uzyskane po odkształceniu plastycznym w temperaturze 900°C i wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze: a) 380°C, b) 400°C, c) 440°C, d) 520°C

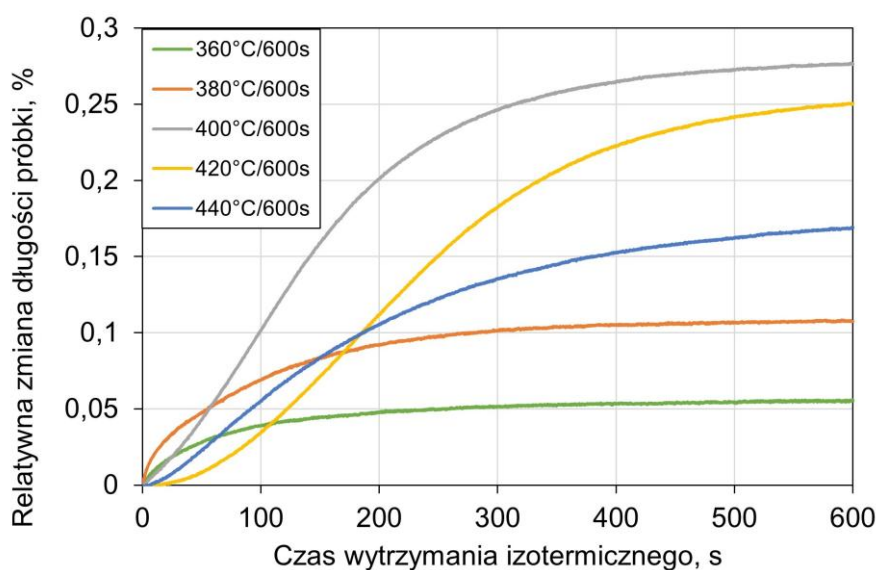
Pomiary twardości (rys. 51b) wykazały, że twardość stali zmniejszyła się z ok. 464HV do ok. 384HV wraz z obniżaniem temperatury wytrzymania izotermicznego z 520°C do 380°C. Zgodnie z informacjami zawartymi w pracy [164], obniżenie temperatury wytrzymania izotermicznego z 430°C do 400°C (powyżej temperatury M_s) w przypadku stali 0,22C–1,80Si–2,00Mn–1,00Cr–0,25Mo–0,50Al powinno wydłużyć czas inkubacji i zwiększyć ilość powstającego bainitu. Jednak wraz z dalszym obniżaniem temperatury wytrzymania izotermicznego do 350°C (poniżej temperatury M_s) i 330°C, autorzy zaobserwowali przeciwny efekt. Podobnie w pracy [165] podczas wytrzymania izotermicznego stali 0,18C–3,6Mn–0,23Si–1,7Al–0,2Mo–0,04Nb w 350°C (poniżej temperatury M_s), zaobserwowano najwyższy sygnał pochodzący od przemiany bainitycznej pozbawionej czasu inkubacji. Jest to efektem wystąpienia niewielkiego udziału martenzytu przed wytrzymaniem izotermicznym, co znacznie przyspieszyło kinetykę początku przemiany bainitycznej. Niższy sygnał podczas wytrzymania izotermicznego w temperaturze 400°C odpowiadał mniejszej ilości bainitu utworzonego w mikrostrukturze stali średniomanganowej. Doprowadziło to do niższego wzbogacenia austenitu w węgiel dyfundujący z listew bainitycznych i odpowiednio niższej stabilności termicznej fazy γ . Taką samą tendencję związaną z temperaturą wytrzymania izotermicznego odnotowano podczas analizy ilościowej austenitu szczątkowego przy zastosowaniu metody RTG (rys. 53). Najwyższą frakcję RA (około 10%) zarejestrowano dla próbki poddanej wytrzymaniu izotermicznemu w najniższej temperaturze wynoszącej 380°C. Austenit szczątkowy był stabilny termicznie w zakresie temperatur wytrzymania izotermicznego od 420°C do 380°C. Frakcja austenitu szczątkowego w mikrostrukturze mieściła się w zakresie od 8% do 10%.



Rys. 53. Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na udział austenitu szczątkowego

Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na udział i stabilność termiczną austenitu szczątkowego

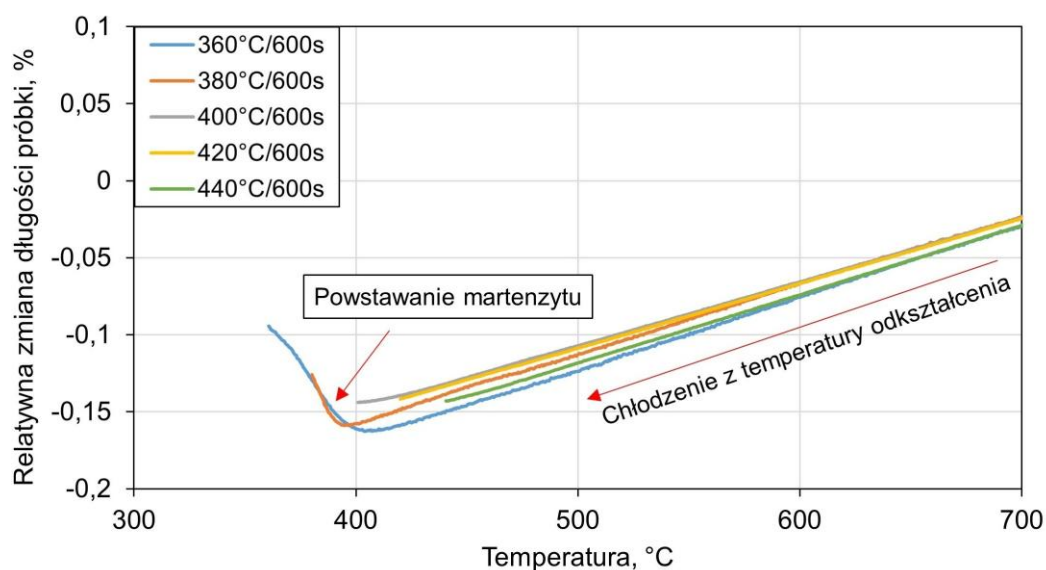
Najbardziej obiecujące parametry czasowo-temperaturowe izotermicznej obróbki cieplnej pod kątem stabilizacji austenitu szczątkowego wybrano na podstawie wykresów OCTP_c (rys. 47) i OCTP_i (rys. 51), oraz na podstawie wyników badań rentgenowskich (rys. 53). Próbkę dylatometryczną chłodzono z temperatury austenitizowania 1100°C do temperatury odkształcenia plastycznego 900°C. Wytrzymanie izotermiczne w zakresie bainitycznym prowadzono w zakresie temperatur od 440°C do 360°C. Krzywe dylatometryczne dla analizowanych wariantów przedstawiono na rys. 54.



Rys. 54. Krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas wytrzymania izotermicznego badanej stali w zakresie temperatur od 360°C do 440°C

Krzywe kinetyki przemian fazowych wskazują, że podczas wytrzymania izotermicznego w najniższych temperaturach 360°C i 380°C przemiana bainityczna rozpoczęła się natychmiast (nie wystąpił czas inkubacji przemiany). Jednocześnie dla wariantów wytrzymania izotermicznego w temperaturze 360°C i 380°C zaobserwowano najniższą wartość zmiany relatywnej długości próbki, która wynosiła odpowiednio około 0,05% i 0,1%. Oznacza to, że podczas wytrzymania izotermicznego w temperaturze 360°C i 380°C powstała najmniejsza ilość bainitu. Podczas chłodzenia do temperatury wytrzymania izotermicznego 360°C oraz 380°C (poniżej $M_s = 385^\circ\text{C}$) utworzyła się pewna frakcja martenzytu, co pozwoliło na skrócenie czasu inkubacji i przyspieszyło zajście przemiany bainitycznej [165-167]. Przed upływem 600 s analizowane krzywe uległy wypłaszczeniu, co oznacza, że w obu przypadkach przemiana bainityczna dobiegła końca.

Podczas chłodzenia do temperatury wytrzymania izotermicznego 360°C i 380°C na krzywych dylatometrycznych zaobserwowano niewielki wzrost względnej długości próbki (rys. 55). Potwierdza to przemianę pewnej frakcji austenitu w martenzyt. Powstanie martenzytu podczas chłodzenia do temperatury wytrzymania izotermicznego powoduje lokalne odkształcenie austenitu, co prowadzi do wzrostu gęstości dyslokacji, obniżając w ten sposób energię potrzebną do zarodkowania bainitu. W konsekwencji w mikrostrukturze występuje większa liczba miejsc dogodnych do zarodkowania, co wpływa zarówno na okres inkubacji, jak i ogólną kinetykę przemiany bainitycznej [165-167]. Morawiec i in. [165] zaobserwowali, że utworzenie się pewnej frakcji pre-martenzytu (*ang. pre-martensite, prior martensite*) ma duży wpływ na kinetykę przemiany bainitycznej w stali 0,17C-3,1Mn-0,22Si-1,6Al-0,22Mo-0,04Nb. Podczas obróbki izotermicznej tej stali w temperaturze 350°C (poniżej M_s wynoszącej 390°C) powstała pewna frakcja pre-martenzytu i przemiana bainityczna rozpoczęła się znacznie szybciej w porównaniu z obróbką izotermiczną w temperaturze 400°C (powyżej M_s). W pracy wykazano także, że czas inkubacji przemiany bainitycznej uległ znacznemu skróceniu z 29 s do 0,6 s, a przemiana zakończyła się dwukrotnie szybciej. Autorzy stwierdzili, że przyspieszenie kinetyki przemiany bainitycznej związane ze wcześniejszym utworzeniem się pre-martenzytu można wykorzystać w celu skrócenia czasu obróbki izotermicznej dla stali średniomanganowych. Oznacza to, że przeprowadzenie wytrzymania izotermicznego w temperaturze zbliżonej do M_s jest korzystne dla stali średniomanganowych z przemysłowego punktu widzenia, ponieważ czas potrzebny do zakończenia procesu obróbki cieplnej lub cieplno-plastycznej jest krótszy.



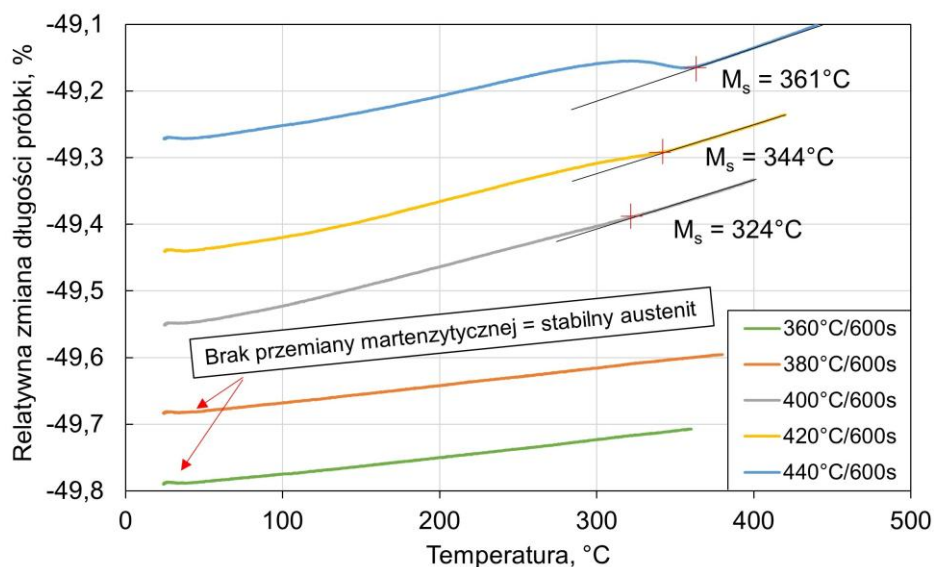
Rys. 55. Krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas chłodzenia próbek z temperatury odkształcenia plastycznego do temperatury wytrzymania izotermicznego badanej stali w zakresie temperatury od 360°C do 440°C

Królicka i in. [168] zaobserwowali nieco inny wpływ obecności pre-martenzytu na kinetykę przemiany bainitycznej w stali typu 0,49C-0,5Mn-2Si-1,5Cr-0,45Al-Mo-Cu-V-Ti. Martenzyt utworzony poniżej temperatury M_s spowodował skrócenie czasu inkubacji przemiany bainitycznej, jednak całkowity czas wymagany do zakończenia przemiany był dłuższy (~11,5h) w porównaniu z obróbką izotermiczną powyżej temperatury M_s , co świadczy o stabilizacji mechanicznej austenitu (~5h). Takiego efektu nie zaobserwowano w badanej stali, co świadczy o dominującej roli odkształcenia plastycznego dla procesu zarodkowania ferrytu bainitycznego, a w mniejszym stopniu dla stabilizacji mechanicznej austenitu.

W przypadku próbki wytrzymanej izotermicznie w temperaturze 400°C zaobserwowano najsilniejszy sygnał dylatometryczny, co oznacza, że obróbka w tej temperaturze pozwala na otrzymanie największej frakcji bainitu spośród analizowanych wariantów (rys. 54). Badania wykazały, że w temperaturze wytrzymania izotermicznego równej 400°C czas inkubacji wynosi około 20 s, a po osiągnięciu czasu 600 s następuje zatrzymanie wzrostu relatywnej długości próbki na poziomie około 0,28%, co interpretuje się jako zakończenie przemiany bainitycznej.

Próbki wytrzymane izotermicznie w temperaturze 420°C i 440°C charakteryzują się stosunkowo krótkimi czasami inkubacji przed rozpoczęciem przemiany bainitycznej, wynoszącymi odpowiednio 90 s i 40 s (rys. 54). Nachylenie krzywej dylatometrycznej po wytrzymaniu izotermicznym w 420°C jest większe w porównaniu do próbki wytrzymanej izotermicznie w 440°C, co przypisuje się szybszemu zajściu przemiany bainitycznej. Jednak dla obu temperatur wytrzymania izotermicznego względna długość próbki po 600 s nadal wzrasta (krzywe dylatometryczne są nachylone), co wskazuje na niepełny przebieg przemiany bainitycznej. W rezultacie następuje mniejsze wzbogacenie w węgiel austenitu i w konsekwencji jego stabilność termiczna jest mniejsza. W konsekwencji większa ilość martenzytu świeżego tworzy się podczas chłodzenia do temperatury pokojowej. Jest to związane z różnicami w sile pędnej przemiany bainitycznej, która rośnie wraz z obniżeniem temperatury wytrzymania izotermicznego [168]. Wyższa siła pędna przemiany bainitycznej pozwala uzyskać większą frakcję bainitu w mikrostrukturze. W temperaturach wytrzymania izotermicznego poniżej M_s utworzyła się pewna frakcja pre-martenzytu, co spowodowało zmniejszenie frakcji bainitu [161].

Po zakończeniu wytrzymania izotermicznego, po upływie 600 s próbki chłodzono do temperatury otoczenia. Zarejestrowane krzywe dylatometryczne przedstawiono na rys. 56.



Rys. 56. Krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas chłodzenia z temperatury wytrzymania izotermicznego (360÷440°C) do temperatury pokojowej

Analiza krzywej dylatometrycznej podczas chłodzenia do temperatury pokojowej pozwala określić stabilność termiczną austenitu. Zwiększenie długości próbki związane z przemianą martenzytyczną nie zostało zaobserwowane w próbkach wytrzymanych izotermicznie w temperaturze 360°C i 380°C. Temperatury 360°C i 380°C są niższe od temperatury M_s , stąd pewna część austenitu uległa przemianie w martenzyt podczas chłodzenia do temperatury wytrzymania izotermicznego. Pozostała frakcja austenitu została wzbogacona węglem dyfundującym z przesyconego martenzytu oraz listew bainitycznych i w rezultacie austenit pozostał nie przemieniony.

Krzywa dylatometryczna próbki wytrzymanej izotermicznie w temperaturze 400°C wykazała tylko niewielki sygnał pochodzący od przemiany martenzytycznej, która rozpoczęła się w temperaturze 324°C. Jest to związane z utworzeniem się niewielkiej frakcji niepożądanego martenzytu świeżego podczas chłodzenia do temperatury pokojowej. Oznacza to, że austenit w tej temperaturze wytrzymania izotermicznego cechuje się relatywnie dobrą stabilnością termiczną.

W przypadku próbek po wytrzymaniu izotermicznym w najwyższych temperaturach (440°C i 420°C) wzrost wydłużenia próbki jest wyraźnie zauważalny. Oznacza to, że podczas chłodzenia do temperatury pokojowej w strukturze powstaje martenzyt świeży. Zaobserwowano, że dla próbki wytrzymanej izotermicznie w najwyższej temperaturze (440°C) sygnał pochodzący od przemiany jest największy i odnotowano najwyższą temperaturę M_s ~361°C. Wynik ten oznacza, że w próbce utworzyła się największa frakcja martenzytu świeżego. Próbka poddana wytrzymaniu izotermicznemu w 420°C wykazała niższą

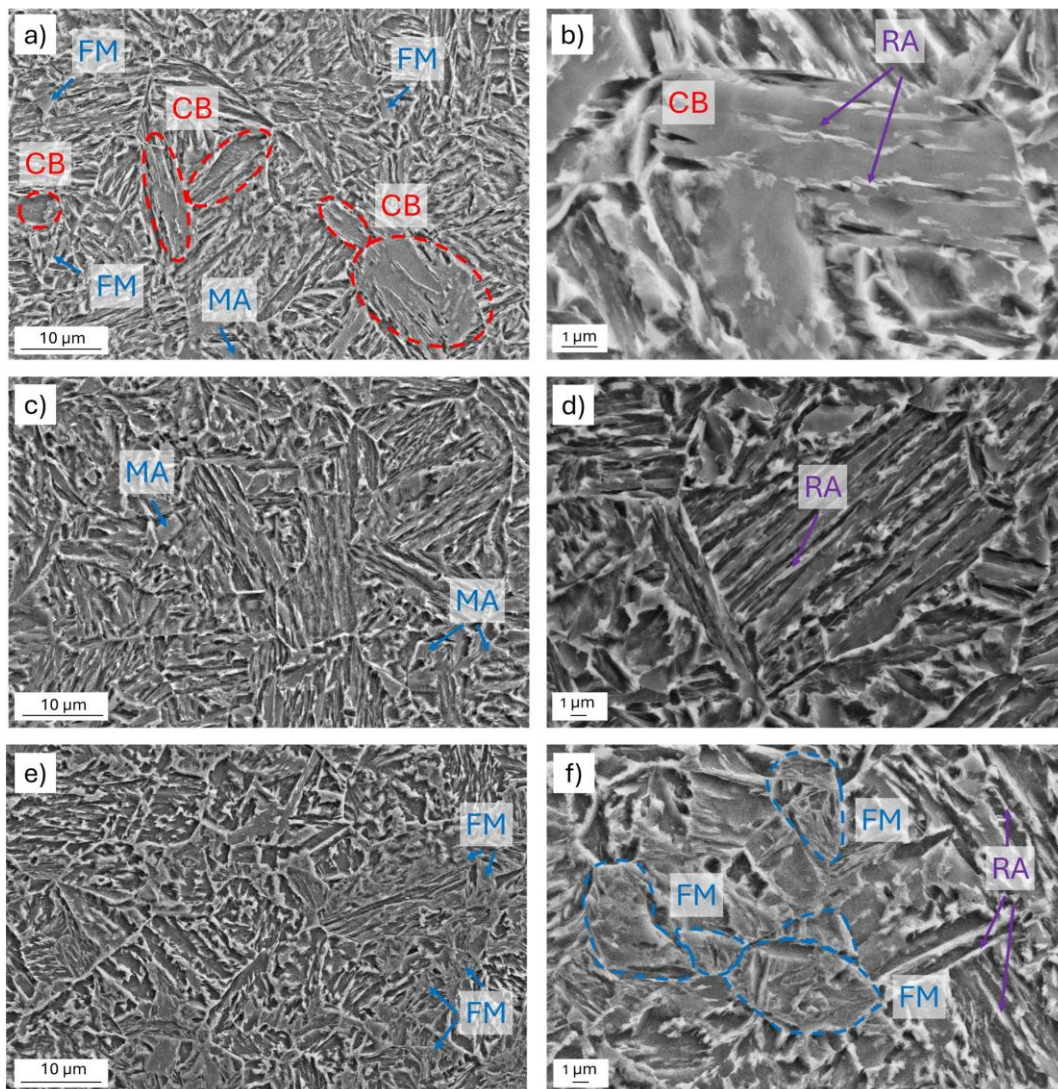
temperaturę $M_s \sim 344^\circ\text{C}$ niż próbka wytrzymana izotermicznie w temperaturze 440°C . Obniżenie temperatury przemiany bainitycznej wpłynęło na wzrost siły pędnej przemiany bainitycznej. W rezultacie zwiększona ilość węgla dyfunduje do otaczającego austenitu, co prowadzi do wzrostu stężenia węgla w austenicie i w konsekwencji obniżenia temperatury M_s . Uzyskane wyniki wskazują, że obniżenie temperatury wytrzymania izotermicznego z temperatury 440°C do 400°C miało pozytywny wpływ na stabilność termiczną austenitu.

Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na rozwój mikrostruktury

Temperatura przemiany bainitycznej wykazuje znaczący wpływ na morfologię bainitu i końcową frakcję austenitu szczątkowego w mikrostrukturze badanej stali. Na rys. 57 przedstawiono mikrostruktury próbek wytrzymanych izotermicznie w temperaturze 360°C , 400°C i 420°C przez 600 s. Dla wszystkich analizowanych wariantów wytrzymania izotermicznego zaobserwowano drobnoziarniste mikrostruktury typu listwowego. Ograniczenie wydzielania cementytu jest spowodowane obecnością dodatków Si i Al [169], co jest korzystne ponieważ większe stężenie węgla jest w roztworze stałym i może efektywnie wzbogacić austenit. Skutkuje to jego stabilizacją do temperatury pokojowej. Ze względu na mikrodotatki Ti i V, które mogą tworzyć fazy typu TiC, TiN, VN i V(C,N) [133], wzrost ziaren austenitu podczas austenitizacji został ograniczony i w związku z tym uzyskano struktury drobnolistwowe.

Mikrostruktura próbki po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C składała się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego w postaci listwowej (rys. 57a-b). Grubość listew austenitu szczątkowego nie przekracza ~ 180 nm, co potwierdzono metodą TEM (rys. 61). W mikrostrukturze zaobserwowano bardzo niewielką frakcję martenzytu świeżego. Podczas końcowego chłodzenia z temperatury 360°C nie zaobserwowano przemiany martenzytycznej (rys. 56). Obecność martenzytu świeżego w strukturze może mieć związek z niejednorodnym rozkładem manganu w mikrostrukturze, który często obserwuje się w stalach o średniej zawartości manganu [132,165]. Lokalna temperatura M_s stali jest wyższa ze względu na tworzenie się obszarów o zróżnicowanej zawartości manganu. Tworzenie się martenzytu świeżego w mikrostrukturze jest niepożądane, ponieważ obszary jego występowania mogą inicjować pękanie, ze względu na lokalną koncentrację naprężeń [170]. Po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C w mikrostrukturze powstały także wyspy martenzytyczno-austenityczne (rys. 57a,b). W zewnętrznym obszarze wysp MA austenit szczątkowy pozostał stabilny, podczas gdy obszar wewnętrzny przekształcił się w martenzyt. Tego typu obszary MA powstały w wyniku przemiany martenzytycznej austenitu typu

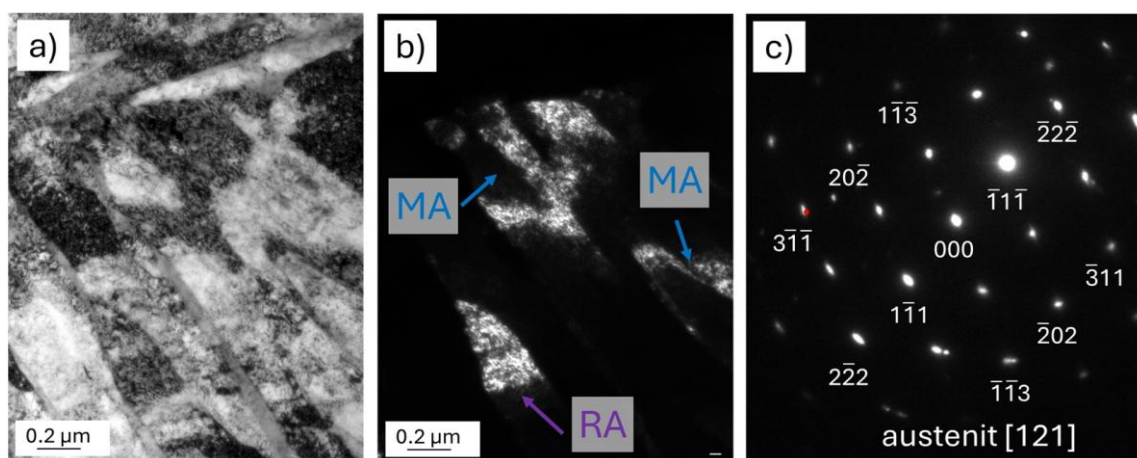
blokowego o niskiej stabilności (rys. 58a,b). Wyspy martenzytyczno-austenityczne zidentyfikowane w próbce poddanej wytrzymaaniu izotermicznemu w temperaturze 360°C mogą wykazywać efekty odpuszczania, ponieważ ich powstawanie mogło mieć miejsce podczas wytrzymaania izotermicznego poniżej temperatury M_s ($M_s = 385^\circ\text{C}$).



Rys. 57. Mikrostruktury badanej stali po wytrzymaaniu izotermicznym w temperaturze: a, b) 360°C, c, d) 400°C, e, f) 420°C (RA – austenit szczątkowy, FM – martenzyt świeży, MA – wyspy martenzytyczno-austenityczne, CB – bainit koalescencyjny)

W mikrostrukturze próbki po wytrzymaaniu izotermicznym w temperaturze 360°C zaobserwowano dwa typy bainitu, tj. ferryt bainityczny w postaci cienkich listew oraz pewną frakcję bainitu o zwiększonej szerokości listew (rys. 57a). W literaturze ten typ bainitu nazywany jest bainitem koalescencyjnym (*coalesced bainite*). Bhadeshia i in. [171] zaobserwowali powstawanie bainitu koalescencyjnego w stalach typu C-Mn-Si. Bainit koalescencyjny powstaje w wyniku dekompozycji austenitu znajdującego się w pobliżu granic ziaren. Proces ten powoduje wzrost grubości płytki bainitu ze względu na łączenie się płytek

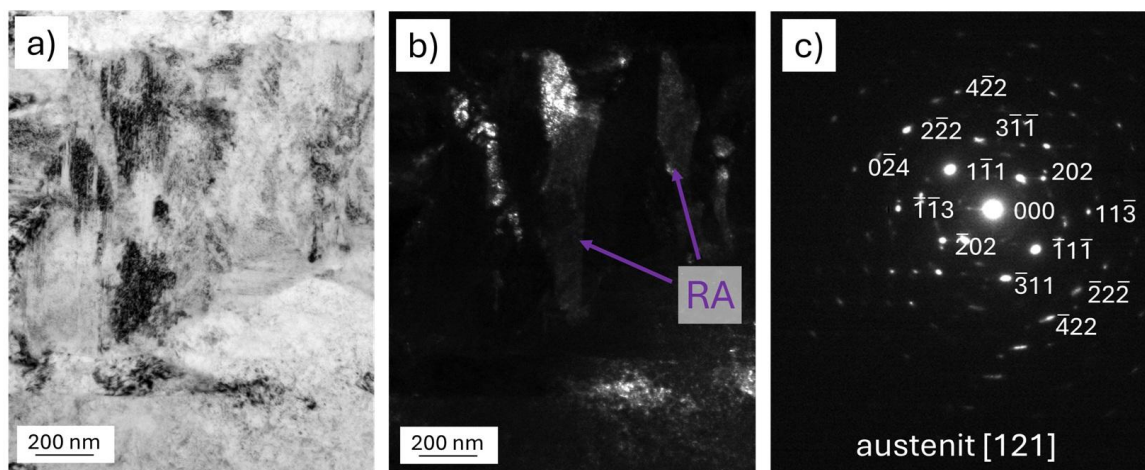
o mniejszej szerokości. Taki efekt obserwuje się przy stosunkowo niskiej temperaturze wytrzymania izotermicznego (poniżej 400°C), w której siła pędna przemiany bainitycznej jest wystarczająco duża [172,173]. Wczesny etap powstawania bainitu koalescencyjnego przedstawiono na rys. 57b. Listwy austenitu szczątkowego uległy częściowej dekompozycji, a powstawanie bainitu koalescencyjnego nie zostało zakończone. W wyniku formowania się bainitu koalescencyjnego węgiel zostaje uwięziony w bainicie i może dalej wydzielać się lub dyfundować do austenitu zlokalizowanego w pobliżu granicy międzyfazowej α/γ [171]. Obecność drobnego austenitu szczątkowego o postaci listwowej potwierdzono metodą TEM (rys. 58).



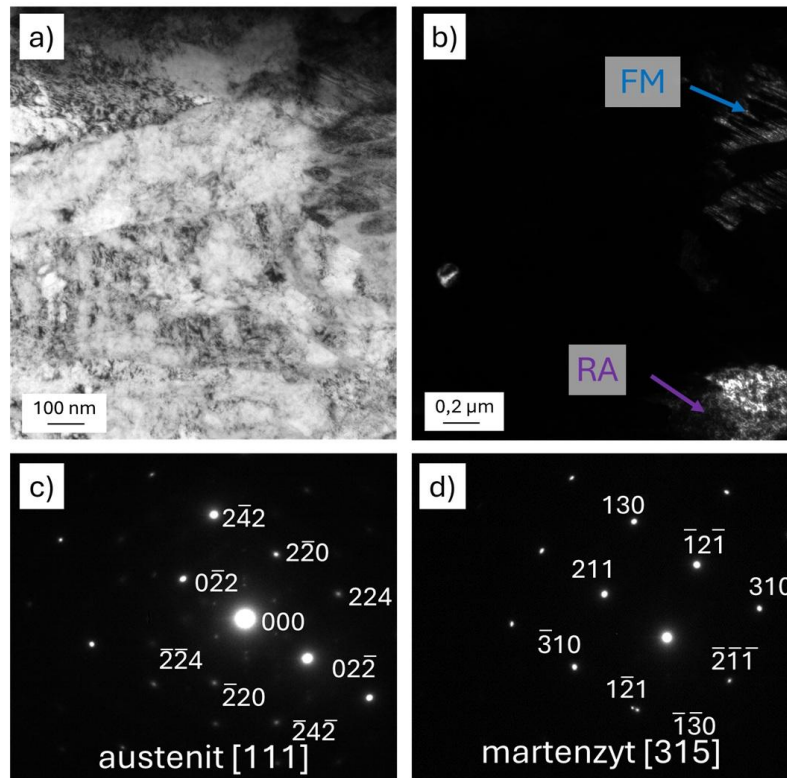
Rys. 58. Struktura stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C uzyskanej metodą TEM: a) pole jasne, b) odpowiadające mu pole ciemne z austenitu i c) rozwiązanie dyfrakcji z obszaru austenitu

W próbce po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C (rys. 57c,d) zaobserwowano drobnolistwową strukturę bainityczno-austenityczną. Austenit szczątkowy znajduje się pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego (rys. 59). Austenit szczątkowy o postaci listwowej wykazuje wyższą stabilność mechaniczną niż w przypadku morfologii blokowej [117] i może przyczynić się do wzrostu udatności i wytrzymałości zmęczeniowej stali, co jest szczególnie istotne dla odkuwek [174,175]. W mikrostrukturze po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C zaobserwowano także niewielką frakcję wysp martenzytyczno-austenitycznych, co świadczy o dużej stabilności austenitu szczątkowego. Wzrost temperatury wytrzymania izotermicznego do 420°C spowodował wzrost frakcji niepożądanego martenzytu świeżego (rys. 57e,f). Martenzyt świeży utworzył się w mikrostrukturze w wyniku przemiany martenzytycznej austenitu o postaci blokowej (rys. 57e,f). Oprócz austenitu szczątkowego o postaci listwowej ujawnionego podczas badań w SEM (rys. 57e,f), przy zastosowaniu TEM wykazano również obecność drobnego austenitu szczątkowego o postaci blokowej (rys. 58-60).

Martenzyt świeży charakteryzuje się wysoką zawartością węgla i w związku z tym kruchością, co może przyspieszyć inicjację i propagację mikropęknięć w warunkach eksploatacji odkuwek. Negatywny wpływ martenzytu świeżego na udurowość stali zawierającej 2,2% Mn został odnotowany przez Li i in. [176]. Zaobserwowano, że zwiększenie ilości martenzytu świeżego w mikrostrukturze stali z 3,2% do 9,3% spowodowało znaczne obniżenie udurowości ze 102 J/cm^2 do 42 J/cm^2 .

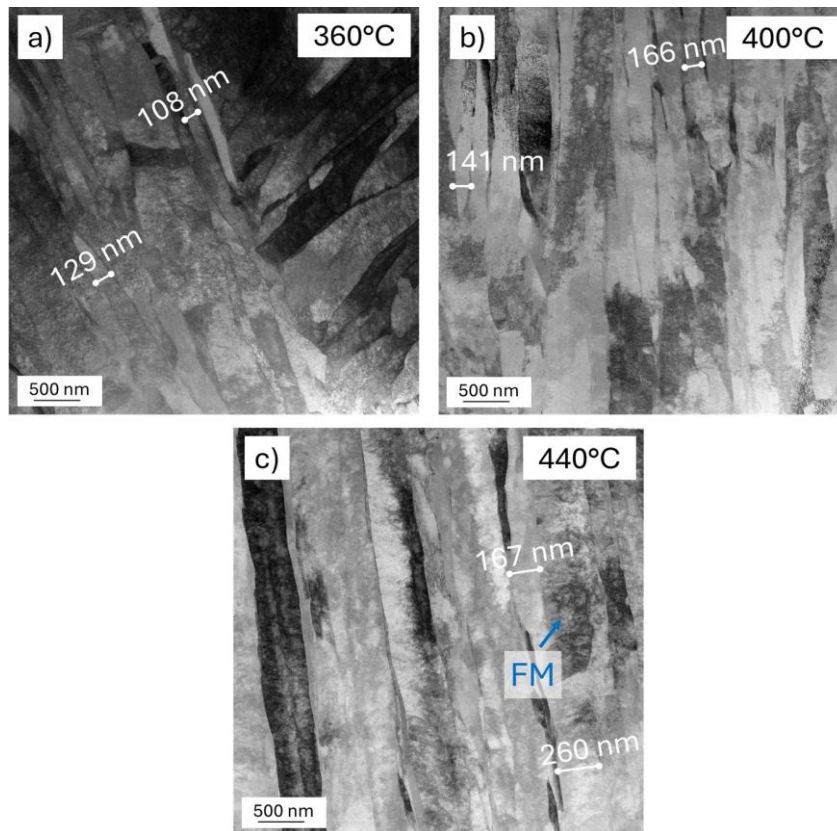


Rys. 59. Struktura stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C uzyskanej metodą TEM: a) pole jasne, b) odpowiadające mu pole ciemne z austenitu i c) rozwiązanie dyfrakcji z obszaru austenitu

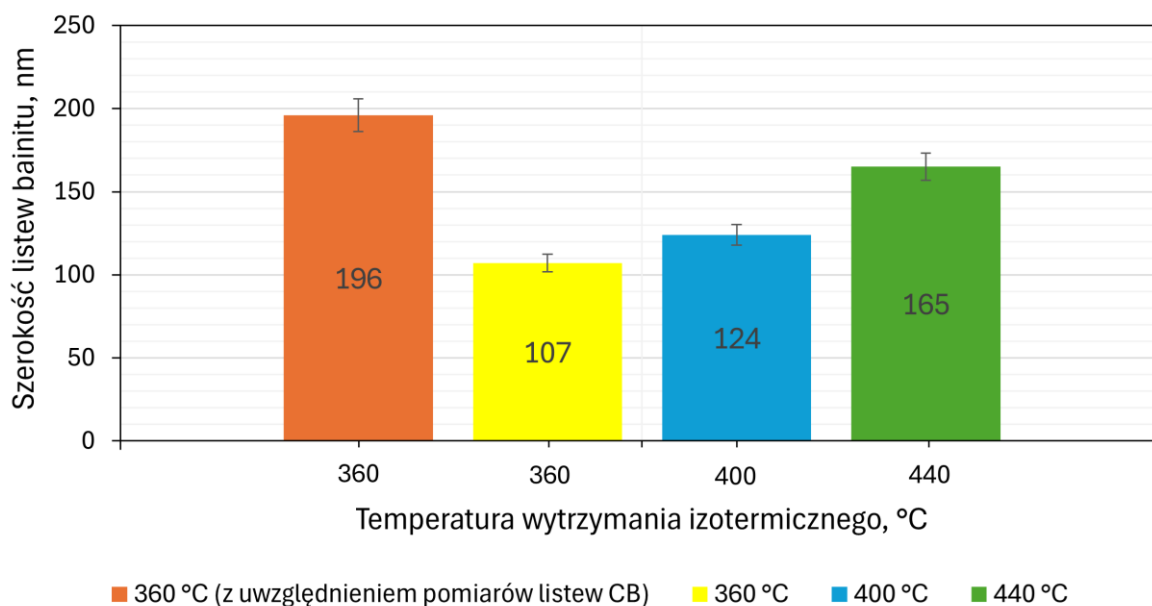


Rys. 60. Struktura stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 440°C uzyskanej metodą TEM: a) pole jasne, b) odpowiadające mu pole ciemne z austenitu, c) rozwiązanie dyfrakcji z obszaru austenitu i d) rozwiązanie dyfrakcji z obszaru martenzytu

Obserwacje mikrostruktury metodą STEM (rys. 61) oraz wyniki pomiarów szerokości listew uzyskanych przy pomocy programu ImageJ (rys. 62) potwierdziły silną korelację pomiędzy temperaturą przemiany bainitycznej a szerokością listew ferrytu bainitycznego. Przeprowadzono 60 pomiarów szerokości listew dla każdego analizowanego wariantu temperaturowego i na tej podstawie obliczono wartość średnią. Obliczenia wykazały, że po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C część (około 28%) listew ferrytu bainitycznego charakteryzowała się znacznie większą szerokością (około 300÷350 nm) w porównaniu do pozostałych listew (~100 nm) – rys 62. Zaobserwowany rozrzut uzyskanych wyników świadczy o możliwym wystąpieniu koalescencji bainitu. Przy uwzględnieniu pomiarów szerokości listew które uległy koalescencji, średnia szerokość listew ferrytu bainitycznego dla wariantu wytrzymania izotermicznego w temperaturze 360°C wyniosła 196 nm. W przypadku odrzucenia pomiarów listew które uległy koalescencji, średnia szerokość wynosiła 107 nm (rys. 62). W wyniku zwiększania temperatury wytrzymania izotermicznego do 400°C i 440°C, średnia szerokość listew ferrytu bainitycznego wzrosła odpowiednio do 124 nm i 165 nm. Autorzy [177] również zaobserwowali tendencję, że wraz ze wzrostem temperatury wytrzymania izotermicznego rośnie szerokość listew ferrytu bainitycznego.



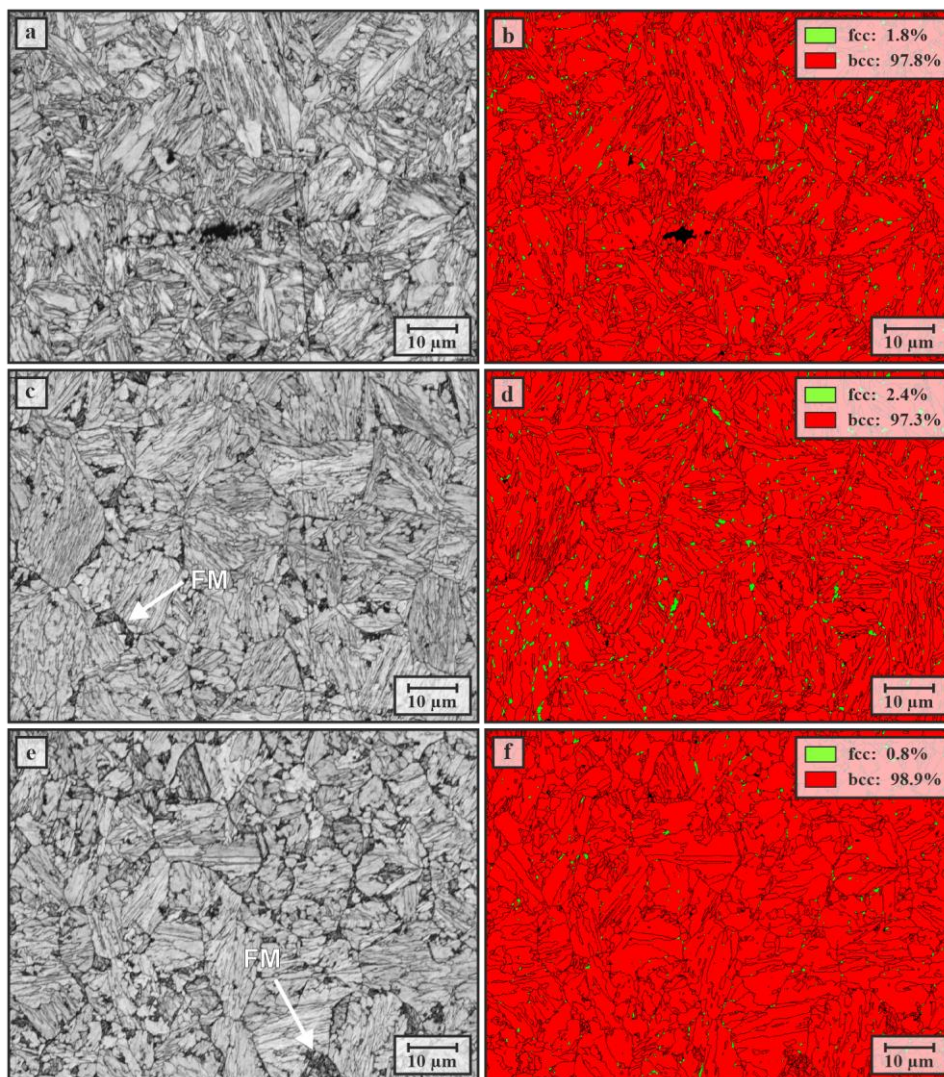
Rys. 61. Struktura stali badanej stali uzyskana przy pomocy metody STEM po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze: a) 360°C, b) 400°C, c) 440°C



Rys. 62. Średnia szerokość listew ferrytu bainitycznego po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze: 360°C, 400°C oraz 440°C (CB – bainit koalescencyjny)

W celu dalszej charakterystyki mikrostruktury, przeprowadzono pomiary techniką EBSD po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 360°C, 400°C i 420°C. Mapy Image Quality (IQ) (rys. 63a,c,e) pozwoliły na identyfikację składników strukturalnych ze względu na różnice kontrastu [178]. Austenit szczątkowy występuje w jasnych obszarach, charakteryzujących się wysoką wartością parametru IQ. Ciemne obszary charakteryzujące się niską wartością parametru IQ są związane z obecnością martenzytu świeżego, który jest efektem przemiany austenitu blokowego o niższej stabilności podczas końcowego chłodzenia do temperatury pokojowej (rys. 63a,c,e).

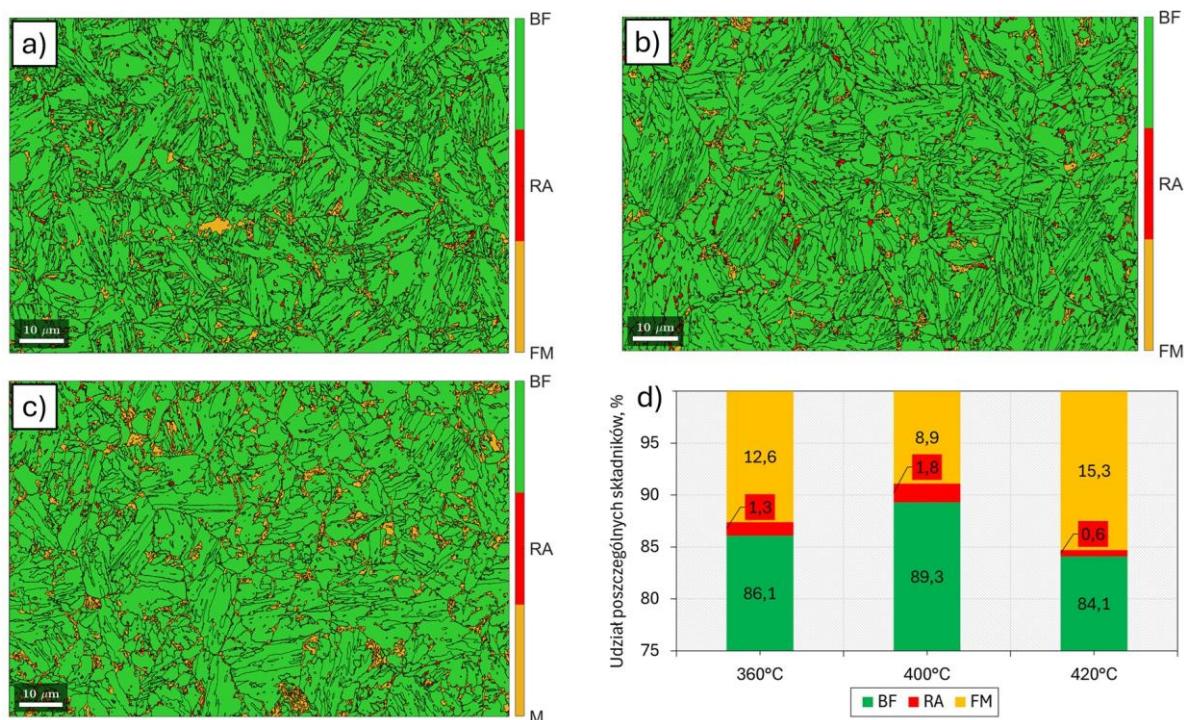
Mapy fazowe pozwoliły na określenie wielkości, morfologii i rozmieszczenia austenitu szczątkowego. Na rys. 63b,d,f składniki strukturalne o sieci krystalicznej regularnej ściennie centrowanej FCC (*face-centered-cubic*) do których zalicza się austenit szczątkowy oznaczono kolorem zielonym. Zaobserwowano, że faza ta występuje w postaci cienkich listew równomiernie rozmieszczonych w mikrostrukturze. Kolor czerwony odpowiada składnikom mikrostrukturalnym o sieci krystalicznej regularnej przestrzennie centrowanej BCC (*body-centered cubic*), do których zalicza się ferryt bainityczny i martenzyt.



Rys. 63. Rozmieszczenie składników fazowych w mikrostrukturze badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze: a,b) 360°C, c,d) 400°C, e,f) 420°C

Analizę ilościową (rys. 64) poszczególnych składników mikrostrukturalnych przeprowadzono przy użyciu metody oceny *deep learning* (DL), która bazuje na różnicy w jakości wzoru dyfrakcyjnego [169,175]. Przemiana martenzytyczna niestabilnego termicznie austenitu jest związana z powstawaniem martenzytu o wyższej gęstości dyslokacji niż w martenzycie odpuszczonym lub ferrycie bainitycznym wykazującym wyższą wartość IQ [178]. Najwyższy udział martenzytu świeżego (oznaczony kolorem pomarańczowym) około 15,3% zaobserwowano w próbce po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 420°C (rys. 64c,d), natomiast najniższy jego udział – w próbce po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400 °C (~8,9%) –rys. 64b,d. Zaobserwowana tendencja do tworzenia się martenzytu świeżego jest zgodna z wynikami pomiarów dylatometrycznych (rys. 56).

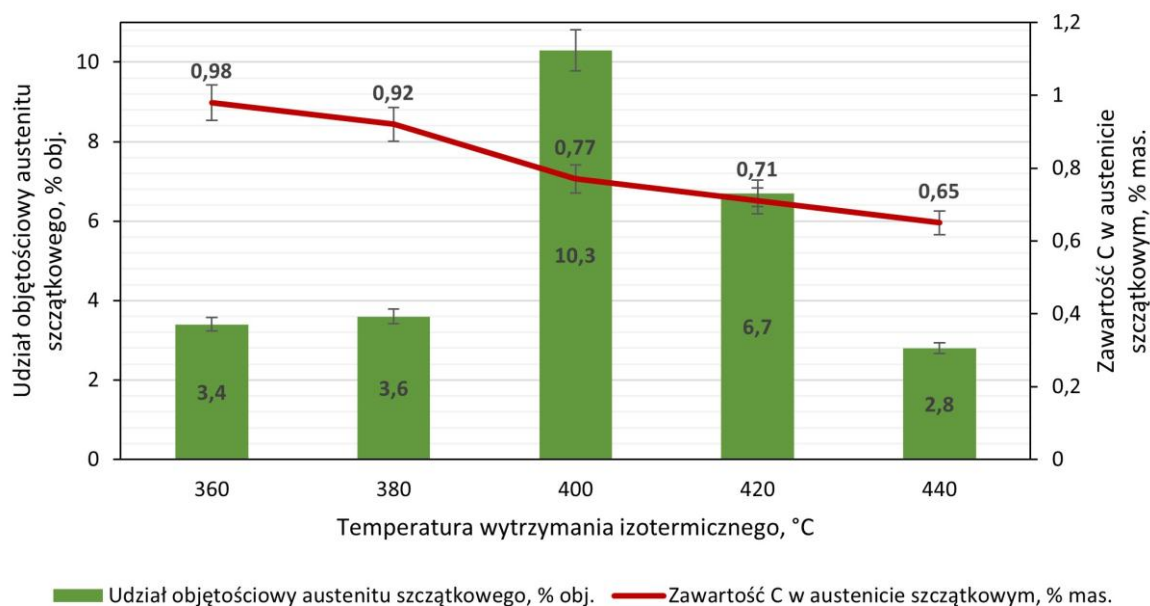
Martenzyt świeży utworzył się w wyniku przemiany martenzytycznej austenitu o morfologii blokowej, zlokalizowanego głównie na granicach ziaren austenitu pierwotnego (rys. 64a-c).



Rys. 64. Rozmieszczenie składników fazowych w mikrostrukturze badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C (a), 400°C (b), 420°C (c) oraz wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na udział ferrytu bainitycznego (BF), austenitu szczątkowego (RA) oraz martenzytu świeżego (FM) – (d)

Austenit szczątkowy w postaci drobnych listew (rys. 64a-c) znajdujący się pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego, pozostał stabilny w trakcie końcowego chłodzenia do temperatury pokojowej. Jest to związane z wyższą stabilnością termiczną charakteryzującą austenit listwowy w porównaniu do austenitu blokowego (rys. 63b,d,f). Udział austenitu szczątkowego wyznaczony techniką EBSD mieścił się w zakresie od 0,6% do 1,8% odpowiednio w próbkach poddanych wytrzymaniu izotermicznemu w temperaturze 420°C i 400°C (rys. 64d). Pomimo tego, że technika EBSD charakteryzuje się wysoką rozdzielczością, a do pomiarów zastosowano niewielki krok pomiarowy (50 nm), nie wykryto najmniejszych listew i nanometrycznych bloków austenitu szczątkowego. Ich rozmiar określono metodą TEM i mieści się w zakresie od 30 nm do 180 nm (rys. 58-60). Drobne listwy austenitu szczątkowego można wykryć za pomocą metody RTG. Różnice udziałów austenitu szczątkowego, które zostały wyznaczone przy zastosowaniu technik EBSD i RTG zostały potwierdzone w literaturze [27,174,179] i przypisuje się je ograniczeniom rozdzielczości przestrzennej metody EBSD oraz mniejszą stabilnością austenitu zlokalizowanego przy swobodnej powierzchni próbki (brak fazy sąsiadującej, blokującej przemianę martenzytyczną). Wyniki

RTG potwierdziły tendencję zaobserwowaną przy użyciu techniki EBSD, natomiast metoda RTG pozwoliła na wykrycie wyższych frakcji RA dla wszystkich wariantów obróbki izotermicznej (rys. 65).

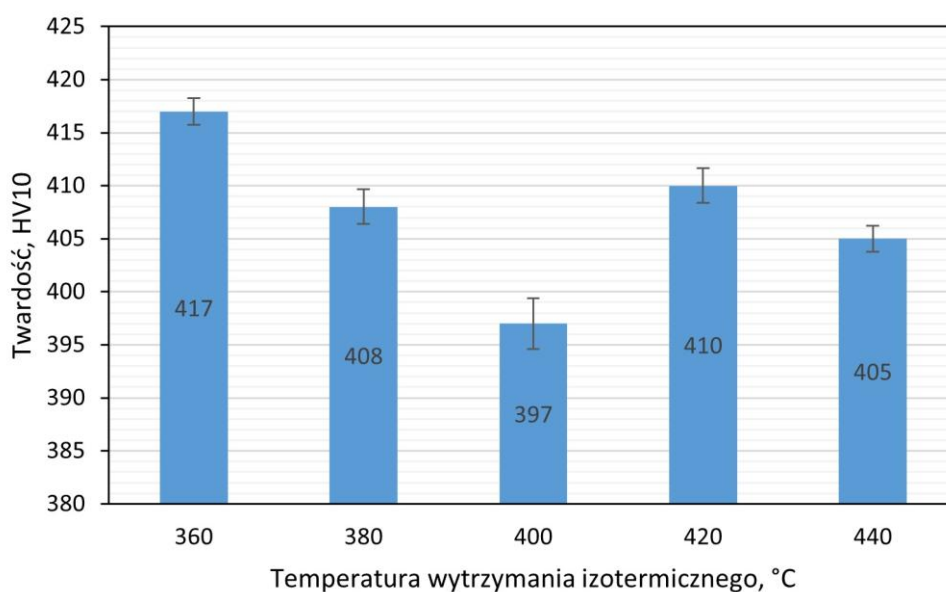


Rys. 65. Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na udział objętościowy austenitu szczątkowego i zawartość węgla w tej fazie wyznaczony metodą RTG

Najwyższy udział austenitu szczątkowego – około 10,3%, wyznaczony metodą rentgenowską odnotowano dla próbki poddanej wytrzymaniu izotermicznemu w temperaturze 400°C (rys. 65). Zawartość węgla w tej fazie wynosiła 0,77%. Wzrost temperatury wytrzymania izotermicznego z 400°C do 440°C spowodował zmniejszenie zarówno udziału austenitu szczątkowego, jak i zawartości C w tej fazie odpowiednio do 2,8% i 0,65% C dla temperatury wytrzymania izotermicznego w 440°C. Ze względu na niekompletny przebieg przemiany bainitycznej w temperaturze 420°C i 440°C (rys. 55) znaczna frakcja austenitu została niewystarczająco wzbogacona w węgiel i w rezultacie przekształciła się w martenzyt podczas końcowego chłodzenia do temperatury pokojowej. Analiza RTG wykazała również, że udział austenitu szczątkowego był znacznie wyższy po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C (10,3%) w porównaniu do udziału austenitu szczątkowego po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 360°C (3,4%) i 380°C (3,6%). Ma to związek z utworzeniem się pewnej frakcji martenzytu przed etapem wytrzymania izotermicznego oraz większą siłą pędą przemiany bainitycznej (większy udział ferrytu bainitycznego), co ograniczyło ilość austenitu podlegającego dalszej stabilizacji (rys. 55). Po przeprowadzeniu wytrzymania izotermicznego w temperaturze powyżej M_s (bez wytworzenia

się pre-martenzytu), można spodziewać się występowania większej frakcji austenitu szczątkowego [165]. Wykazano również, że zawartość węgla w austenicie szczątkowym wzrasta wraz z obniżeniem wytrzymania w zakresie przemiany bainitycznej ze względu na mniejszą frakcję fazy γ wymagającej wzbogacenia. Najmniejsze stężenie węgla 0,65% odnotowano w temperaturze wytrzymania izotermicznego 440°C, natomiast największe 0,98% w temperaturze 360°C. Obniżenie temperatury przemiany bainitycznej spowodowało wzrost siły pędnej przemiany, co doprowadziło do powstania większej frakcji ferrytu bainitycznego i w konsekwencji do większego wzbogacenia austenitu w węgiel. Podobną tendencję zaobserwowali Zhang i in. w pracy [150], w której wykazano, że zwiększenie temperatury wytrzymania izotermicznego skutkowało zmniejszeniem ilości węgla w austenicie szczątkowym. Fu i in. [180] zaobserwowali, że w stali zawierającej 0,2% C, 1,49% Mn, 0,98% Al oraz 0,5% Si zwiększenie temperatury wytrzymania izotermicznego z temperatury 400°C do 450°C przyczyniło się do zmniejszenia udziału i stabilności termicznej austenitu szczątkowego.

Wyniki pomiarów twardości badanej stali odzwierciedlają zmiany zachodzące w mikrostrukturze wynikające z zastosowania różnej temperatury wytrzymania izotermicznego (rys. 66). Najniższą twardość, ok. 397 HV10 wykazywała próbka poddana wytrzymaniu izotermicznemu w temperaturze 400°C. Jest to związane z najwyższym udziałem austenitu szczątkowego (10,3%). Zwiększenie temperatury wytrzymania izotermicznego do 420°C i 440°C spowodowało wzrost twardości odpowiednio do ok. 410 HV10 i ok. 405 HV10. Jest to związane z większym udziałem martenzytu świeżego (rys. 64d) i mniejszym udziałem austenitu szczątkowego (odpowiednio 6,7% i 2,8%, dla temperatury 420°C i 440°C – rys. 65).

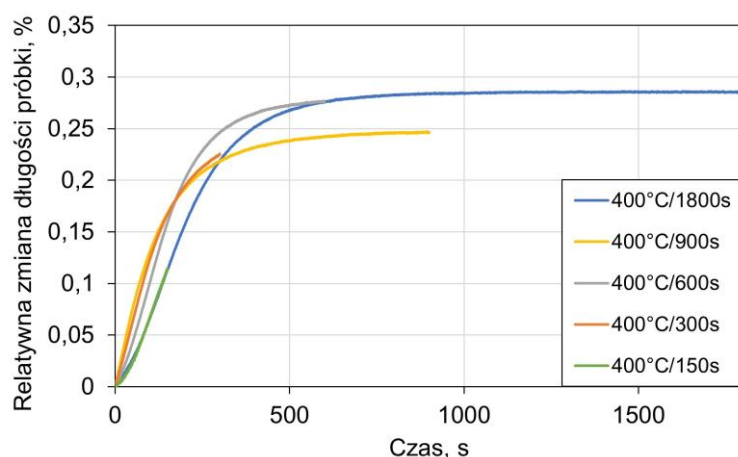


Rys. 66. Wpływ temperatury wytrzymania izotermicznego na twardość badanej stali

W przypadku stali wytrzymanej izotermicznie w temperaturze 420°C i 440°C przemiana bainityczna nie została zakończona, a wzbogacenie austenitu w węgiel nie było wystarczające, aby uniknąć tworzenia się martenzytu świeżego podczas chłodzenia do temperatury pokojowej (rys. 56), co wpłynęło na zwiększenie twardości. Obecność pre-martenzytu w próbkach wytrzymanych izotermicznie poniżej temperatury M_s wpłynęła na wzrost twardości do ok. 408 HV10 i ok. 417 HV10 po wytrzymaniu w temperaturze 360°C i 380°C odpowiednio. Uzyskane wyniki są zgodne z badaniami dylatometrycznymi i obserwacjami mikrostruktury.

Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego na udział i stabilność cieplną austenitu szczątkowego

Dla najbardziej optymalnego wariantu wytrzymania izotermicznego (400°C), pozwalającego na uzyskanie największego udziału austenitu szczątkowego (10,3%) – rys. 65 przy minimalnym udziale niepożądanego martenzytu świeżego, przeprowadzono pomiary dylatometryczne stosując różne czasy wytrzymania izotermicznego: 150 s, 300 s, 900 s oraz 1800 s. Krzywe kinetyki przemian fazowych przedstawiono na rys. 67.

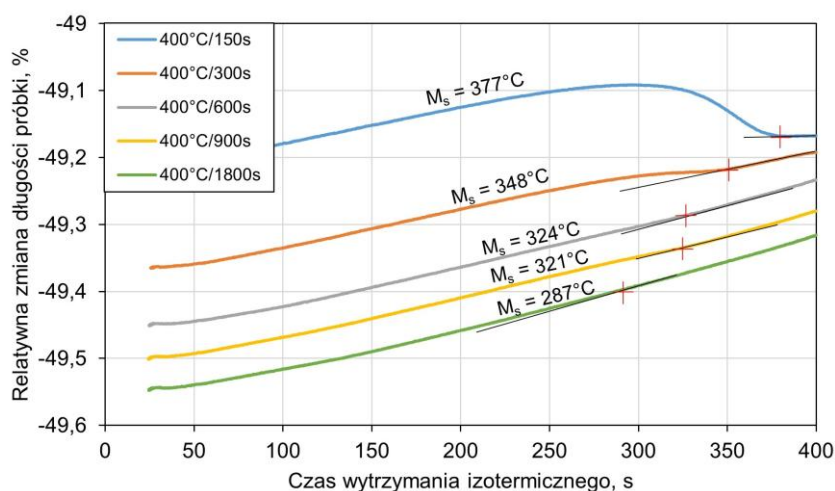


Rys. 67. Krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas wytrzymania izotermicznego próbek badanej stali w temperaturze 400°C w zakresie od 150 s do 1800 s

Uzyskane wyniki wskazują, że zadane czasy wytrzymania izotermicznego 150 s i 300 s są zbyt krótkie, aby przemiana bainityczna zaszła całkowicie (krzywe dylatometryczne nie uległy wypłaszczeniu). W przypadku wytrzymania izotermicznego stali przez 600 s, 900 s i 1800 s przemiana bainityczna została zakończona. Minimalny czas inkubacji wynosił 10 s dla wytrzymania izotermicznego przez 600 s oraz 20 s w przypadku wydłużenia czasu wytrzymania izotermicznego do 1800 s. Oznacza to, że przemiana bainityczna rozpoczęła się krótko po osiągnięciu temperatury 400°C. Różnice w czasach inkubacji dla tej samej temperatury wytrzymania izotermicznego są związane z mikrosegregacją manganu

i aluminium, która jest powszechnym zjawiskiem w stalach średniomanganowych [181]. Pierwiastki te mają przeciwny wpływ na temperaturę M_s i kinetykę przemiany bainitycznej. Z jednej strony aluminium jako pierwiastek ferrytotwórczy, przyspiesza powstawanie bainitu i przyczynia się do zwiększenia temperatury M_s . Z drugiej strony, mangan, jako pierwiastek austenitotwórczy spowalnia kinetykę tworzenia się bainitu i obniża temperaturę M_s [180-181]. Oprócz efektu mikrosegregacji należy wziąć pod uwagę, że podczas wytrzymania izotermicznego węgiel może dyfundować ze znaczną szybkością. Dyfuzja węgla kontroluje kinetykę przemiany bainitycznej. Mangan zmniejsza zdolność węgla do dyfuzji, stąd wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego obszary o większej zawartości Mn zostały zubożone w węgiel, co spowodowało niejednorodny rozkład węgla w austenicie [181].

Po zakończeniu wytrzymania izotermicznego w zadanym czasie, próbki chłodzono do temperatury otoczenia. Na rys. 68 przedstawiono krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas wolnego chłodzenia próbek z temperatury końca wytrzymania izotermicznego do temperatury pokojowej dla zadanych wariantów czasowych. Dla każdego wariantu odnotowano sygnał pochodzący od przemiany martenzytycznej, natomiast jego intensywność była różna w zależności od temperatury wytrzymania izotermicznego. W przypadku wytrzymania izotermicznego próbek przez 150 s, wzrost wydłużenia próbki był największy, co wskazuje na utworzenie się największego udziału martenzytu świeżego. Wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego temperatura M_s ulegała obniżeniu, co miało związek z większą stabilnością termiczną austenitu. Dla wariantu wytrzymania izotermicznego przez 1800 s udział bainitu był największy (rys. 67), co przyczyniło się do zwiększenia wzbogacenia mniejszej frakcji austenitu w węgiel i w efekcie do zmniejszenia udziału martenzytu świeżego utworzonego podczas chłodzenia.

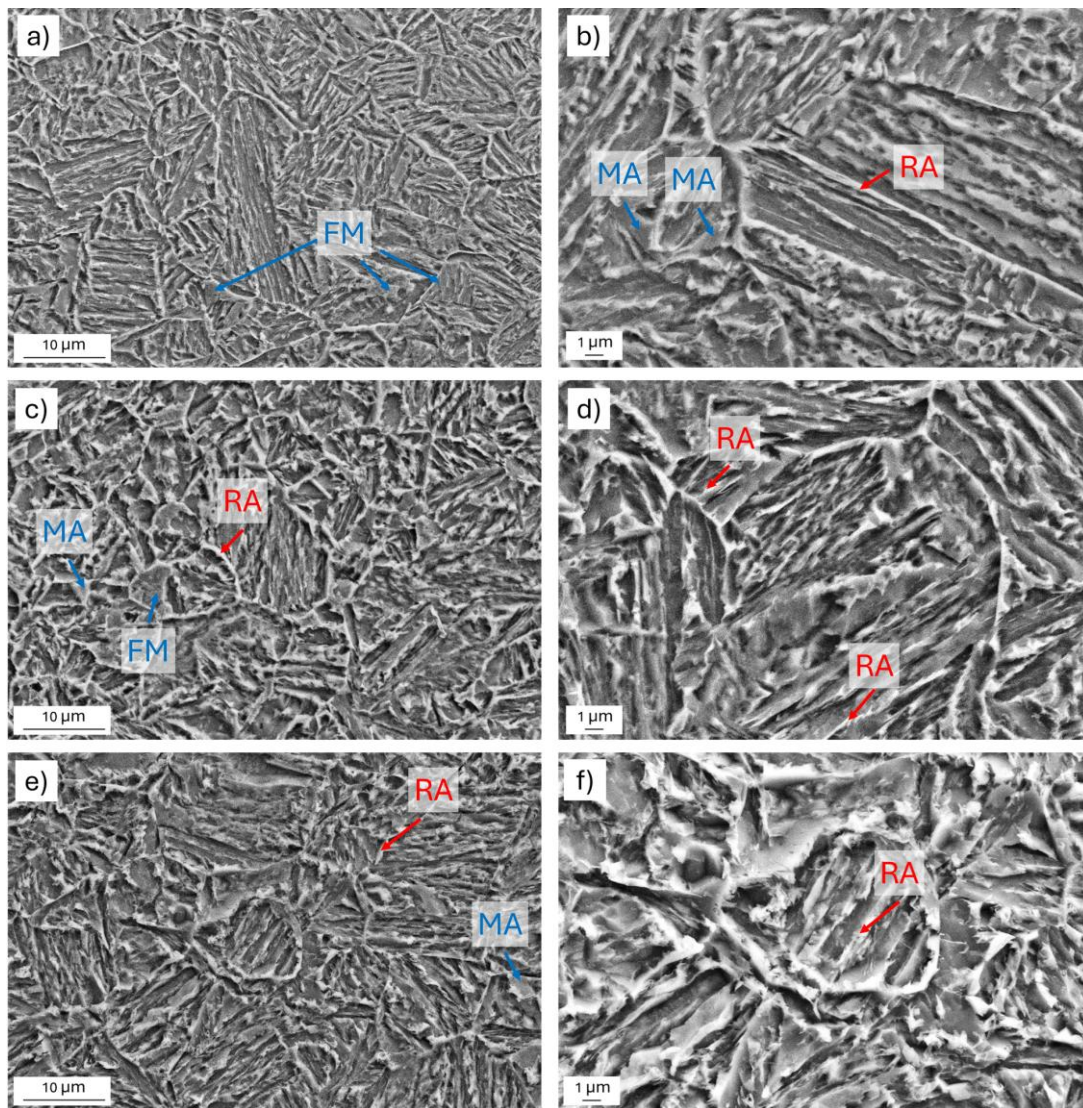


Rys. 68. Krzywe dylatometryczne zarejestrowane podczas chłodzenia próbek po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 400°C w zakresie od 150 s do 1800 s

Podobną tendencję zaobserwowano w pracy [181] dla stali 0,18C-3,6Mn-1,7Al-0,23Si-0,2Mo-0,04Nb, gdzie wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego z 15 do 60 minut w temperaturze 400°C, temperatura M_s uległa obniżeniu z 344°C do 311°C. Obniżenie temperatury M_s i udziału austenitu przemieniającego się w martenzyt podczas chłodzenia w miarę postępu przemiany, jest związane ze wzrostem zawartości węgla w roztworze stałym, co przyczynia się do zwiększenia stabilności termicznej austenitu [181].

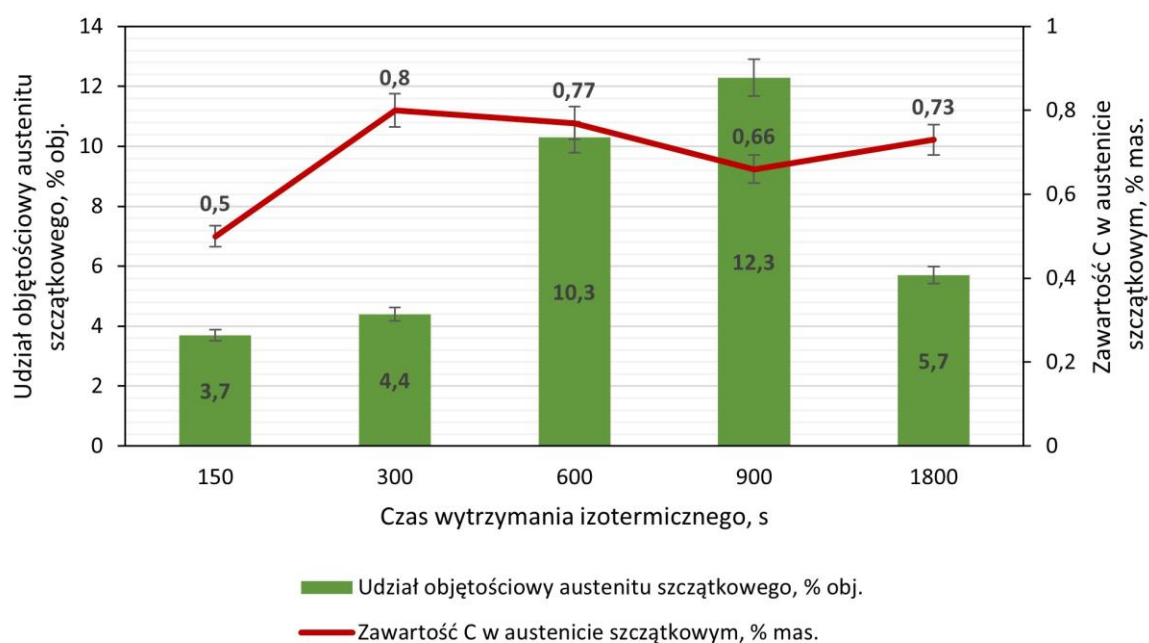
Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego na rozwój mikrostruktury

Mikrostruktury badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C i następnym chłodzeniu do temperatury pokojowej, różnią się udziałem martenzytu oraz austenitu szczątkowego, w zależności od zastosowanego czasu wytrzymania (rys. 69).



Rys. 69. Mikrostruktura badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C przez: a, b) 15 s, c, d) 900 s, e, f) 1800 s (FM – martenzyt świeży, MA – wyspy martenzytowo-austenitowe, RA – austenit szczątkowy)

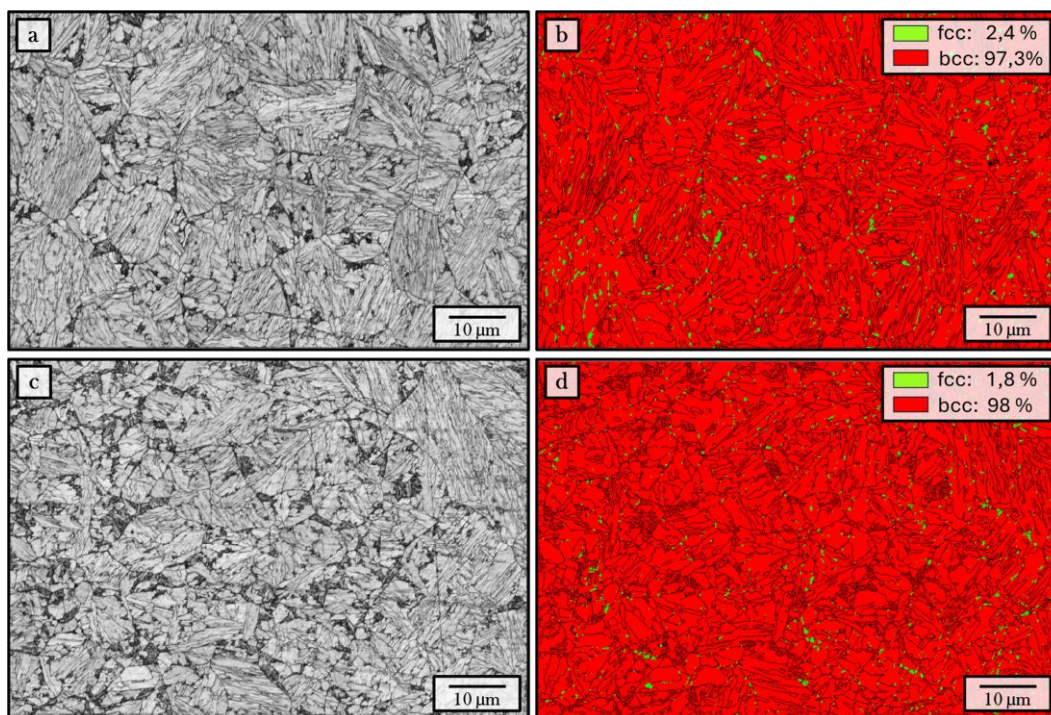
W przypadku wytrzymania izotermicznego przez 150 s zaobserwowano, że austenit szczątkowy występuje w postaci cienkich filmów ulokowanych pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego. Zaobserwowano także obecność wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz martenzytu świeżego (rys. 69a-b), co potwierdza niekompletny przebieg przemiany bainitycznej w czasie 150 s (rys. 67). Czas wytrzymania izotermicznego 150 s okazał się zbyt krótki aby ustabilizować austenit do temperatury pokojowej, co spowodowało utworzenie się pewnej ilości martenzytu. Udział austenitu szczątkowego dla tego wariantu wynosił 3,7% i był najmniejszy spośród wszystkich wariantów czasowych (rys. 70). W pracy [19] odnotowano, że zastosowanie zbyt krótkiego czasu wytrzymania izotermicznego w zakresie przemiany bainitycznej stali skutkowało niską stabilnością termiczną austenitu szczątkowego ze względu na niewystarczające wzbogacenie w węgiel tej fazy.



Rys. 70. Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego w temperaturze 400°C na udział objętościowy austenitu szczątkowego i zawartość węgla w tej fazie

Dla wariantu wytrzymania izotermicznego przez 900 s, w strukturze stali zaobserwowano znacznie mniejszy udział martenzytu świeżego (rys. 69c), jednocześnie zaobserwowano zwiększenie udziału austenitu szczątkowego do 12,3% (rys. 70). Wyniki badań rentgenowskich wykazały, że wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego z 150 s do 900 s, udział austenitu szczątkowego zwiększył się z 3,7% do 12,3% (rys. 70). Miało to bezpośredni związek ze zwiększeniem stężenia węgla w austenicie, co skutkowało jego większą stabilnością termiczną. Morawiec i in [181] zaobserwowali, że wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego stali 4MnNb w temperaturze 400°C z 15 min do 60 min wpłynęło na

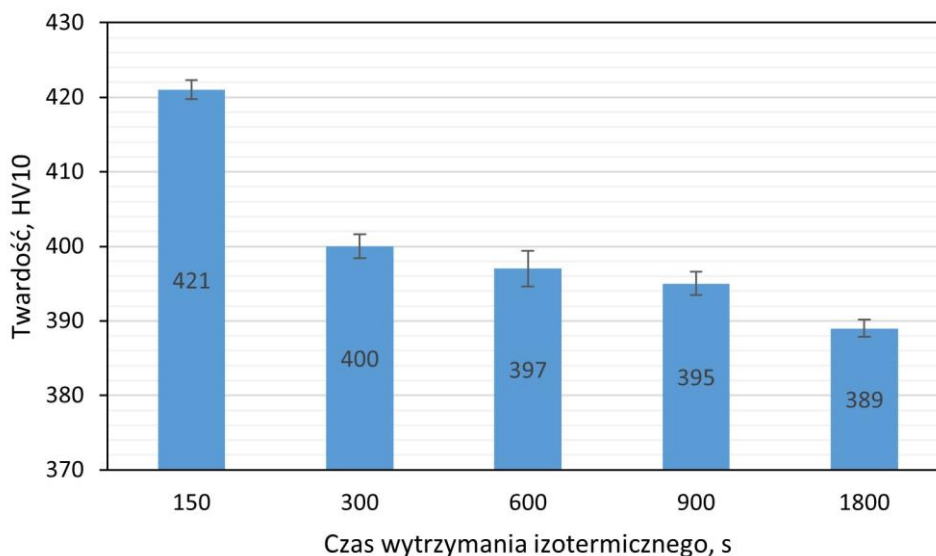
zwiększenie udziału ferrytu bainitycznego. Migracja nadmiaru węgla z obszarów bainitycznych do austenitu spowodowała wyraźne zmniejszenie udziału martenzytu świeżego. Wraz z dalszym wydłużaniem czasu wytrzymania izotermicznego do 1800 s, ilość austenitu szczątkowego zmniejszyła się do 5,7% (rys. 70). W pracy [19] zaobserwowano, że gdy zastosowany czas wytrzymania izotermicznego jest zbyt długi, może dojść do niekorzystnego wydzielania się węglików i wzrostu temperatury M_s , co skutkuje obniżeniem własności mechanicznych stali. Przeprowadzone badania nie potwierdziły obecności węglików. Potwierdzenie tej teorii wymaga realizacji szczegółowych badań przy zastosowaniu TEM. Udział austenitu szczątkowego wyznaczony techniką EBSD mieścił się w zakresie od 2,4% do 1,8% w próbkach poddanych wytrzymaniu izotermicznemu w temperaturze 400°C odpowiednio przez 600 s i 1800 s (rys. 71), co potwierdza tendencję odnotowaną metodą dyfrakcji rentgenowskiej (rys. 70). Podczas wytrzymania izotermicznego przez 1800 s powstało najwięcej ferrytu bainitycznego i najmniej austenitu szczątkowego (listwowego), pomimo prawdopodobnego wydzielania węglików.



Rys. 71. Rozmieszczenie składników fazowych w mikrostrukturze badanej stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C przez: a, b) 600 s, c, d) 1800 s

Pomiary twardości próbek poddanych wytrzymaniu izotermicznemu w temperaturze 400°C w zakresie od 150 s do 1800 s wykazały, że wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego twardość stali maleje (rys. 72). W przypadku próbki po wytrzymaniu izotermicznym przez 150 s twardość wynosi około 421 HV10, podczas gdy dla czasu

wytrzymania 1800 s twardość wynosi około 389 HV10. W przypadku krótkich czasów wytrzymania izotermicznego 150 s oraz 300 s, zaobserwowano istotny wzrost udziału martenzytu świeżego (rys. 68), co przyczyniło się do wzrostu twardości. Dalsze zmniejszanie twardości wraz z wydłużaniem czasu wytrzymania izotermicznego jest związane z obniżaniem udziału martenzytu świeżego oraz długotrwałym odpuszczaniem stali, co doprowadziło do wzrostu szerokości listew ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego (rys. 70). Podobne zjawisko zaobserwowano w pracy [182].



Rys. 72. Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego próbek w temperaturze 400°C na twardość HV10 badanej stali

3.3. Wyniki badań plastometrycznych

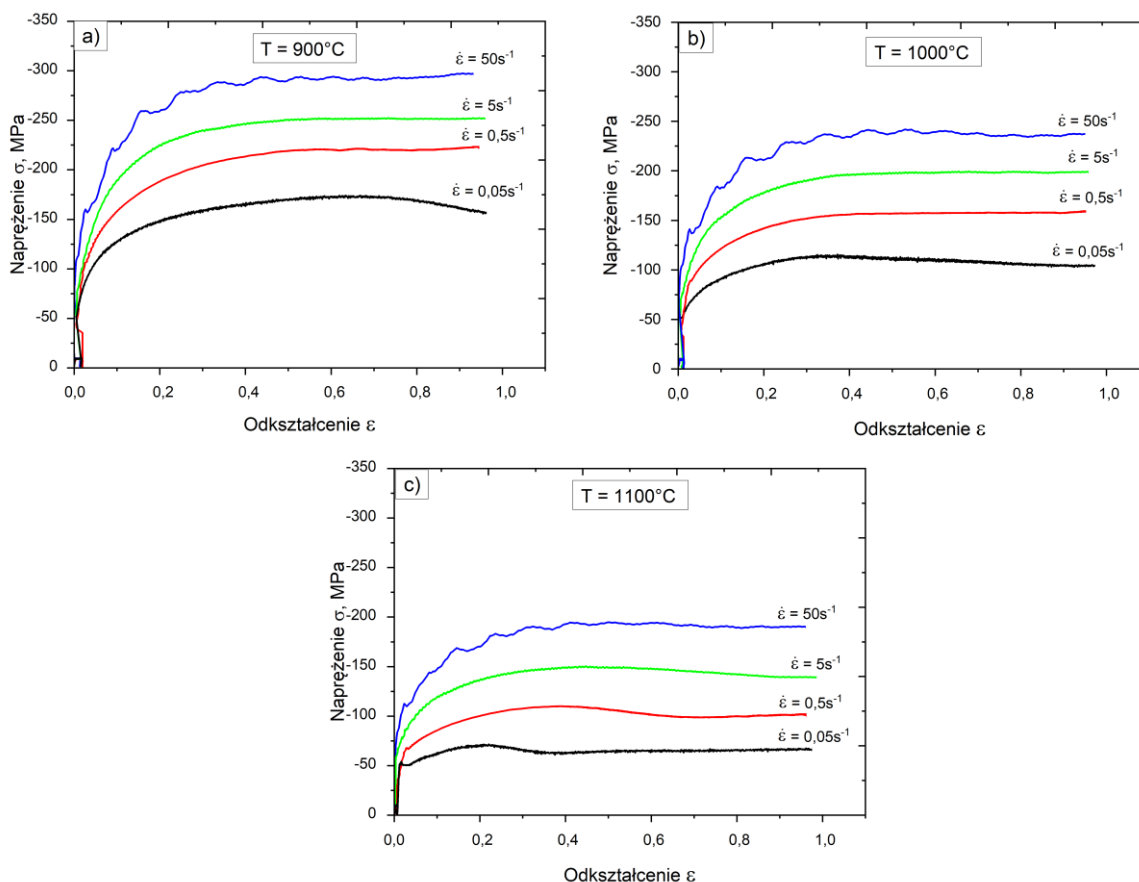
Wpływ parametrów ściskania ciągłego na przebieg krzywych umocnienia

Z przemysłowego punktu widzenia, wiedza o szybkości przebiegu procesu rekrystalizacji dynamicznej, metadynamicznej oraz statycznej zachodzącej podczas oraz po zakończeniu odkształcenia plastycznego, ma pierwszorzędne znaczenie dla odpowiedniego zaprojektowania procesów kucia stali typu AHSS. Symulator termomechaniczny Gleeble umożliwia precyzyjne wyznaczanie krzywych płynięcia materiału w szerokim zakresie temperatur oraz prędkości odkształcenia, odpowiadających w przybliżeniu warunkom przemysłowego kucia na gorąco. Próba ściskania na gorąco, realizowana z wykorzystaniem symulatora termomechanicznego Gleeble, stanowi powszechnie stosowaną metodę charakteryzowania właściwości odkształceniowych stali w warunkach obróbki plastycznej na gorąco [138]. Badania przy użyciu symulatora termomechanicznego Gleeble posłużyły do optymalizacji parametrów

obróbki cieplno-plastycznej stali bainitycznej z austenitem szczątkowym w warunkach przemysłowych.

W zależności od rodzaju zastosowanej prasy, proces kucia na prasie przebiega zazwyczaj przy niskich szybkościach odkształcenia. Zastosowane szybkości odkształcenia wynosiły $0,05 \text{ s}^{-1}$, $0,5 \text{ s}^{-1}$ i 5 s^{-1} i w przybliżeniu odpowiadają szybkościom kucia na prasach hydraulicznych w warunkach przemysłowych [138]. Dodatkowo przeprowadzono również badania plastometryczne przy zastosowaniu szybkości odkształcenia 50 s^{-1} , co odpowiada warunkom kucia na młotach. Kucie na młotach charakteryzuje się szybkim przebiegiem odkształcenia, co skutkuje istotnie wyższymi szybkościami odkształcenia w porównaniu z procesem kucia na prasie. Wartości szybkości odkształcenia podczas kucia młotem mogą przekraczać 100 s^{-1} , w zależności od rodzaju zastosowanego urządzenia oraz parametrów procesu [138].

Krzywe umocnienia w układzie σ – ε zarejestrowane w próbach ściskania ciągłego, które zostały przeprowadzone w zakresie temperatury od 900°C do 1100°C przy zastosowaniu zróżnicowanej szybkości odkształcenia: $0,05 \text{ s}^{-1}$, $0,5 \text{ s}^{-1}$, 5 s^{-1} oraz 50 s^{-1} przedstawiono na rys. 73a-c.



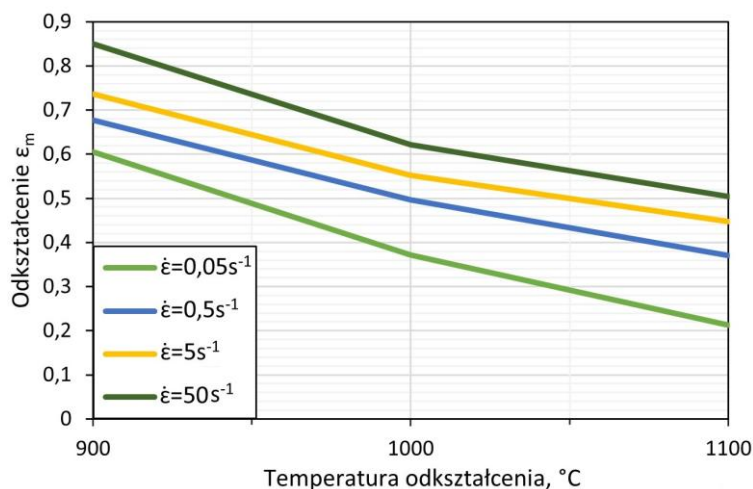
Rys. 73. Wpływ temperatury i szybkości odkształcenia na przebieg krzywych σ – ε : 900°C (a), 1000°C (b), 1100°C (c)

W pierwszej fazie ściskania wyraźnie wzrasta wartość naprężenia uplastyczniającego, co jest spowodowane wzrostem gęstości dyslokacji. Wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia występuje łagodniejszy wzrost naprężeń. Jest to efekt jednoczesnego generowania nowych dyslokacji podczas odkształcenia plastycznego oraz przebiegu procesów aktywowanych cieplnie usuwających umocnienie odkształceniowe. Dominującym procesem aktywowanym cieplnie do osiągnięcia maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego (ε_m) jest zdrowienie dynamiczne, powodujące częściowy zanik powstałych dyslokacji. Wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia, szybkość wzrostu naprężenia stopniowo maleje. W zakresie odkształceń od ε_m do ε_s (odkształcenie, które zapoczątkowuje stan płynięcia ustalonego) jednocześnie oddziałują dwa mechanizmy aktywowane cieplnie: rekrytalizacja dynamiczna – która w tym etapie skuteczniej oddziałuje na zanik dyslokacji oraz zdrowienie dynamiczne [32]. Po osiągnięciu stanu plateau, naprężenia płynięcia utrzymują się na niemal stałym poziomie, co jest związane z występowaniem procesu rekrytalizacji dynamicznej, prowadzącego do anihilacji dyslokacji skutkującego zmniejszeniem szybkości umocnienia odkształceniowego. Taki stan jest typowy dla równowagi dynamicznej między generowaniem dyslokacji a ich anihilacją na skutek procesów aktywowanych cieplnie [138].

Analiza kształtu i przebiegu krzywych σ – ε wykazała, że dominującym mechanizmem kontrolującym przebieg umocnienia odkształceniowego badanej stali jest rekrytalizacja dynamiczna. Wyjątek stanowią warianty ściskania stali w temperaturze 900°C i 1000°C z szybkością odkształcania 5 s⁻¹ i 50 s⁻¹ (rys. 73b,c). Wyraźną wartość odkształcenia ε_m po którym następuje obniżenie wartości naprężenia płynięcia, zaobserwowano w przypadku próbek ściskanych w temperaturze 1100°C, a także w temperaturze 1000°C i 900°C z szybkością odkształcania 0,05 s⁻¹ i 0,5 s⁻¹.

Wpływ temperatury i szybkości odkształcenia na kształt krzywych σ – ε jest typowy dla stali odkształcanej na gorąco, tj. wartości naprężeń rosną wraz ze spadkiem temperatury odkształcenia i wzrostem szybkości odkształcenia (rys. 74) [183-186]. Poziomy odkształceń niezbędne do zainicjowania rekrytalizacji dynamicznej są stosunkowo wyższe w porównaniu do stali zawierających 1–2% Mn [187,188]. Maksymalne wartości naprężenia uplastyczniającego otrzymano dla wartości odkształceń 0,61, 0,68, 0,74 i 0,85, przy szybkościach odkształcania odpowiednio 0,05 s⁻¹, 0,5 s⁻¹, 5 s⁻¹ i 50 s⁻¹. Opisane mechanizmy umożliwiają rozdrobnienie mikrostruktury austenitycznej w wyniku rekrytalizacji dynamicznej podczas początkowych etapów kucia, natomiast dalsze rozdrobnienie ziarna jest możliwe jedynie poprzez częściową rekrytalizację statyczną zachodzącą pomiędzy poszczególnymi przebiegami procesu kucia [138]. Szczegółowe wyniki badań wpływu

temperatury i szybkości odkształcenia na maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego zestawiono w tablicy 14.



Rys. 74. Wpływ temperatury i szybkości odkształcenia na odkształcenie odpowiadające maksymalnemu naprężeniu

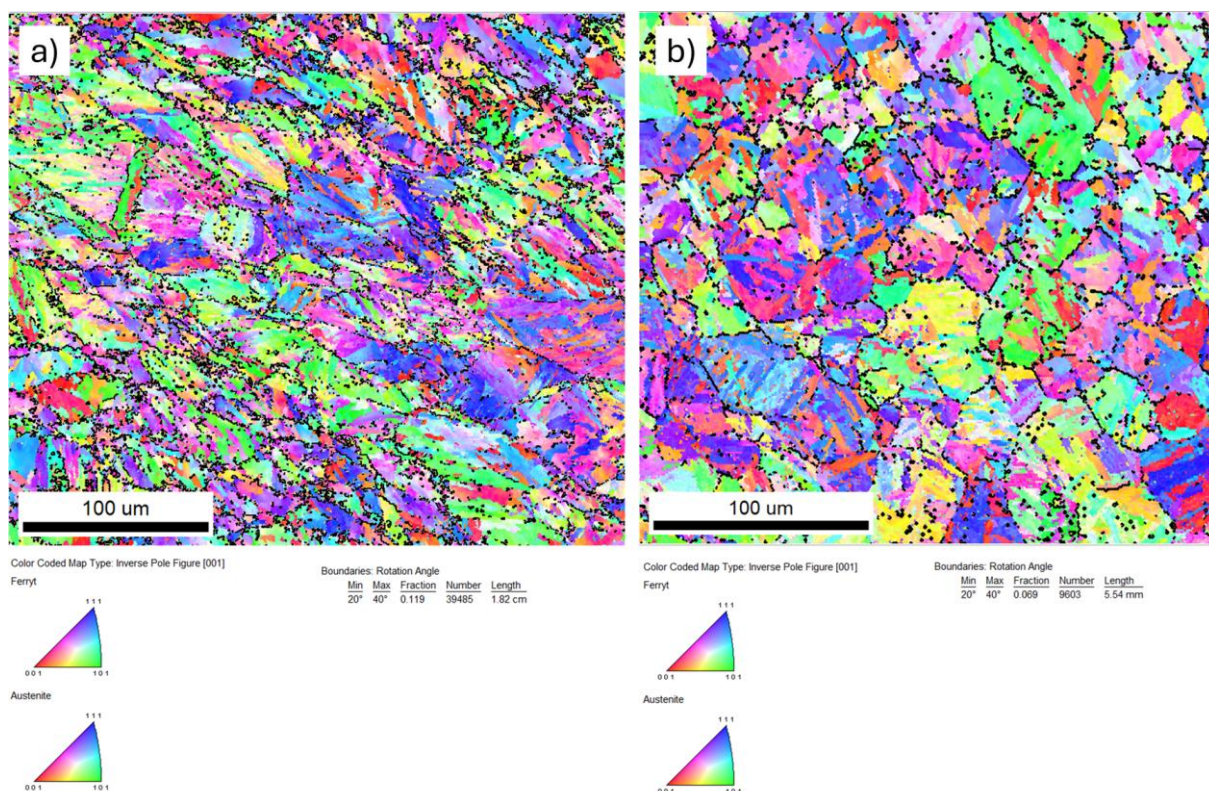
Tablica 14

Wyniki badań wpływu temperatury i szybkości odkształcenia na maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego

L.p.	Temperatura odkształcenia [°C]	Prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	Odkształcenie maksymalne ϵ_m	Naprężenie maksymalne σ_m [MPa]
1.	900	0,05	0,61	172
2.	1000	0,05	0,37	116
3.	1100	0,05	0,21	70
4.	900	0,5	0,68	221
5.	1000	0,5	0,49	197
6.	1100	0,5	0,37	110
7.	900	5	0,74	252
8.	1000	5	0,55	157
9.	1100	5	0,45	150
10.	900	50	0,85	294
11.	1000	50	0,62	242
12.	1100	50	0,50	195

Austenit zrekrytalizowany charakteryzuje się wielkością ziarna zależną od składu chemicznego, warunków odkształcenia plastycznego oraz pierwotnej wielkości ziarna [183]. W następnym etapie określono wielkość ziarna austenitu pierwotnego, co stanowi istotne kryterium dla osiągnięcia wysokiej wytrzymałości w stalach bainitycznych z austenitem szczątkowym. Ponadto, w kontekście kinetyki przemiany bainitycznej, wielkość ziarna

austenitu pierwotnego odgrywa kluczową rolę w odniesieniu do szybkości zarodkowania bainitu, czasu i temperatury przemiany bainitycznej [189]. W celu ujawnienia granic ziarn austenitu pierwotnego przeprowadzono obserwacje metodą EBSD próbek zahartowanych w wodzie po odkształceniu wynoszącym 0,4. Granice ziarn austenitu pierwotnego ujawniono na podstawie map odwrotnych figur biegunowych ze wskazanymi kątami dezorientacji w zakresie 20° – 40° (rys. 75). Wewnątrz ziaren austenitu pierwotnego listwy ferrytu bainitycznego charakteryzują się różnymi orientacjami krystalograficznymi. Stwierdzono, że w przypadku struktur bainitycznych, kąty w zakresie 20° – 40° odpowiadają granicom ziarn austenitu w postaci pierwotnej [189].



Rys. 75. Granice ziarn austenitu pierwotnego odwzorowane po przeprowadzeniu procesu ciągłego ściskania z szybkością odkształcenia 5 s^{-1} do odkształcenia 0.4 w temperaturze: a) 900°C , b) 1100°C , na podstawie map odwrotnych figur biegunowych, z zastosowaniem kryterium kąta dezorientacji w zakresie 20° – 40°

Do badań wytypowano próbki odkształcane w temperaturze 900°C (rys. 75a) i 1100°C (rys. 75b) z szybkością odkształcenia 5 s^{-1} . Po przeprowadzeniu ściskania w temperaturze 900°C , mikrostruktura stali charakteryzuje się wydłużonymi ziarnami, ze względu na ograniczony przebieg rekrytalizacji (rys. 75a). Drobne, zrekrystalizowane ziarna austenitu są ulokowane na granicach ziarn i w miejscu styku ziarn tej fazy, ponieważ w tych obszarach podczas obróbki plastycznej występuje największa koncentracja odkształcenia. W przypadku

odkształcenia zadanego w temperaturze 1100°C (rys. 75b) ziarna mają kształt globularny co oznacza, że rekrytalizacja zaszła w bardziej zaawansowanym stopniu. Na rys. 75b zaobserwowano, że listwy wewnątrz poszczególnych ziaren austenitu pierwotnego wykazują zbliżoną orientację krystalograficzną, co potwierdzają jednolite kolory w obrębie tych ziaren na mapie odwrotnych figur biegunowych. Mała różnica orientacji w obrębie ziarna potwierdza zajście rekrytalizacji, usuwając wcześniej nagromadzone dyslokacje i subziarna.

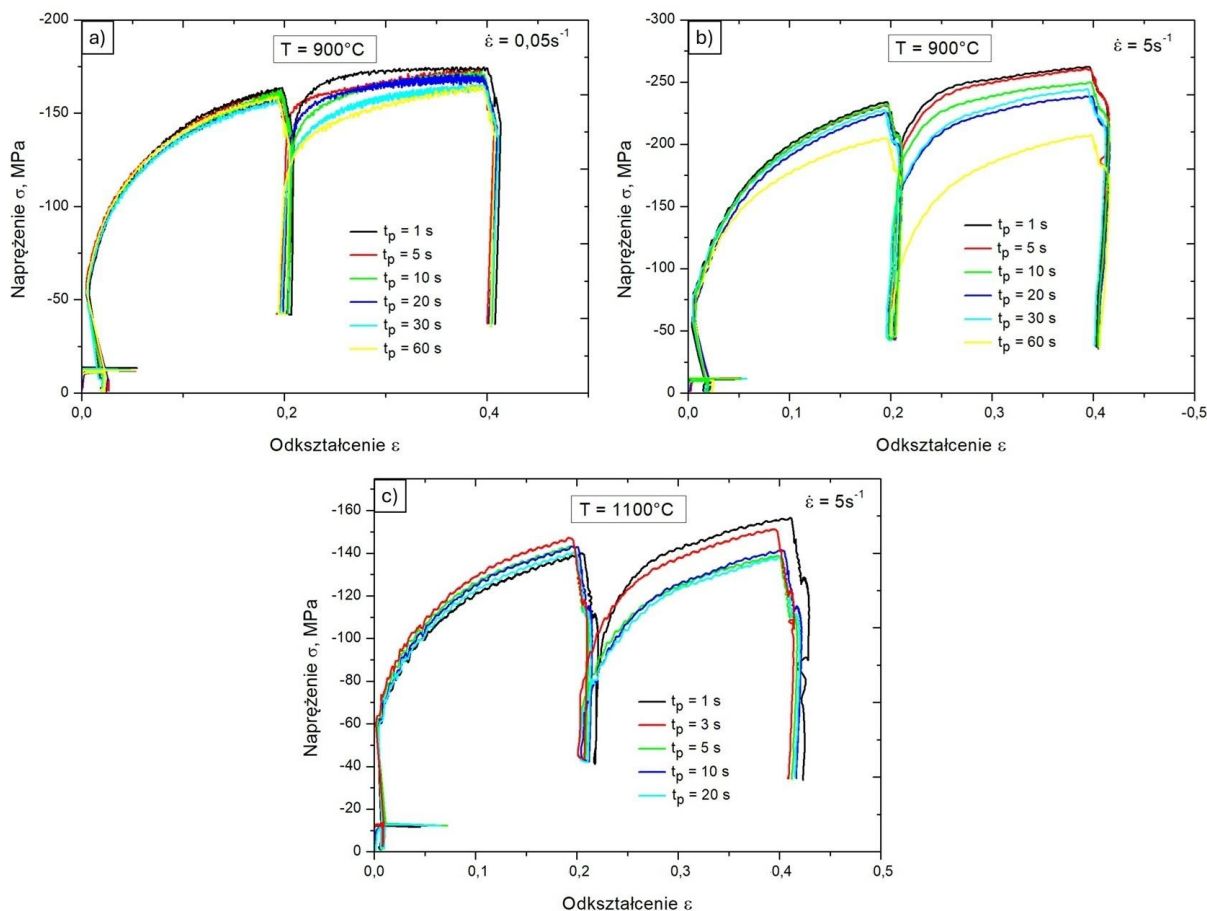
Zaobserwowano, że zwiększenie temperatury odkształcenia z 900°C do 1100°C sprzyjało intensyfikacji procesów zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej, co w konsekwencji doprowadziło do wzrostu średniej wielkości ziarna austenitu pierwotnego z około 21 μm do około 27 μm . Podwyższenie temperatury odkształcenia doprowadziło do wzrostu wielkości ziarna, ponieważ wyższa temperatura sprzyja dyfuzji i przemieszczeniu się atomów w strukturze stali, zwiększa zdolność migracji granic ziaren i stymuluje wzrost ziaren [190]. Wzrost ziarna austenitu następuje poprzez migrację szerokokątowych granic ziarn, a jego siłą napędową jest zmniejszenie powierzchni granicy ziaren na jednostkę objętości i tym samym zmniejszenie energii swobodnej związanej z granicami ziaren [191]. Kontrola procesu rekrytalizacji dynamicznej poprzez wprowadzanie mikrododatków takich jak Ti i V, oraz regulowanie parametrów obróbki cieplno-plastycznej, takich jak temperatura i czas austenitowania, a także temperatura, szybkość i stopień odkształcenia, pozwala na osiągnięcie pożądanej wielkości ziarn i własności mechanicznych.

W celu uzyskania wyrobów kutech o drobnoziarnistej strukturze, do stali wprowadzane są mikrododatki, takie jak Ti, Nb i V [32]. W pracach [192,193] potwierdzono, że wprowadzone do stali mikrododatki Ti oraz Nb wydzielają się w postaci węglikoazotków typu (Ti,Nb)(C,N) wykazując hamujący wpływ na przebieg procesu rekrytalizacji, co prowadzi do rozdrobnienia struktury. W pracy [193] wykazano także, że w stalach o gruboziarnistej strukturze występuje znacznie mniejsza ilość potencjalnych miejsc dla tworzenia zarodków rekrytalizacji dynamicznej.

Wpływ parametrów dwuetapowego ściskania na kinetykę procesów aktywowanych cieplnie

W kolejnym etapie przeprowadzono przerywane próby ściskania na gorąco, które pozwoliły na wyznaczenie wpływu temperatury odkształcenia plastycznego na kinetykę procesów aktywowanych cieplnie. Dwuetapowe próby ściskania zrealizowano w trzech wariantach: ściskania próbek z szybkością odkształcenia 0,05 s^{-1} w temperaturze 900°C oraz ściskania z szybkością 5 s^{-1} w temperaturze 900°C i 1100°C. Podczas ściskania dwuetapowego w temperaturze 900°C zastosowano wytrzymanie izotermiczne przez 1 s, 5 s, 10 s, 20 s, 30 s

oraz 60 s pomiędzy pierwszym a drugim etapem odkształcenia. Natomiast w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 1100°C zastosowano następujące czasy wytrzymania izotermicznego: 1 s, 3 s, 5 s, 10 s oraz 20 s. Otrzymane krzywe σ - ϵ przedstawiono na rys. 76.



Rys. 76. Krzywe σ - ϵ otrzymane podczas dwuetapowego ściskania próbek z zastosowaniem przerw pomiędzy kolejnymi etapami odkształcenia

W przerwach pomiędzy kolejnymi etapami odkształcenia zachodzi częściowy, a nawet całkowity zanik umocnienia odkształceniowego, który jest efektem przebiegu zdrowienia statycznego oraz rekrytalizacji statycznej. Na podstawie analizy krzywych σ - ϵ przedstawionych na rys. 76 zaobserwowano wpływ temperatury, czasu przerwy między etapami odkształcenia oraz szybkości odkształcenia na wartości naprężenia rejestrowane w drugim etapie odkształcenia. Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem czasu przerwy pomiędzy kolejnymi odkształceniami, wartość naprężenia w drugim etapie maleje. Wraz ze wzrostem czasu przerwy pomiędzy dwoma etapami odkształcenia, kształt krzywej uzyskanej dla drugiego etapu odkształcenia jest coraz bardziej zbliżony do kształtu pierwszej krzywej, co odzwierciedla postęp rekrytalizacji. Najwyższe wartości naprężenia odnotowano dla najkrótszego czasu przerwy (1 s), natomiast najniższe – dla najdłuższych przerw (60 s w temperaturze 900°C). Świadczy to o zajściu rekrytalizacji statycznej, która prowadzi do

redukcji zgromadzonej energii odkształcenia. Zasadniczy wpływ na kinetykę rekrytalizacji statycznej wywiera oddziaływanie pierwiastków takich jak Ti, V czy Mo, które wydłużają czas zdrowienia i zmniejszają szybkość rekrytalizacji poprzez segregację ich atomów w polu odkształceń dyslokacji, a także na frontach rekrytalizacji [190-195]. Ponieważ przebieg rekrytalizacji istotnie wpływa na morfologię austenitu, stąd dostosowanie kinetyki rekrytalizacji traktuje się jako sposób kontrolowania końcowej mikrostruktury, m.in. poprzez wprowadzenie mikrododatków opóźniających przebieg rekrytalizacji. Ograniczony zakres rekrytalizacji potwierdza istotność stosowania dodatków mikrostopowych Ti i V w produktach kutyh [138].

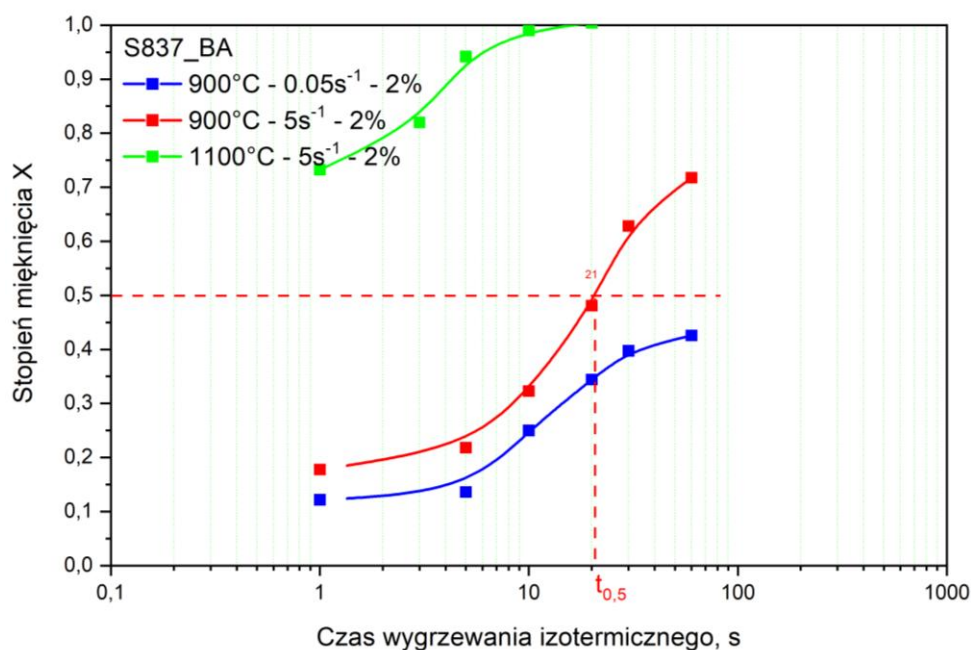
Zwiększenie temperatury odkształcenia do 1100°C (rys. 76c) wpłynęło na wyraźne obniżenie naprężeń, co jest konsekwencją intensyfikacji procesu rekrytalizacji. Z kolei przy niższej temperaturze (900°C) oraz niskiej szybkości odkształcenia (0,05 s⁻¹) rekrytalizacja statyczna przebiega wolniej, przez co nawet dla dłuższych przerw naprężenie w drugim etapie pozostaje stosunkowo wysokie. Szczegółowe wyniki badań kinetyki zaniku umocnienia odkształceniowego austenitu zestawiono w tablicy 15.

Tablica 15

Wyniki badań kinetyki zaniku umocnienia odkształceniowego austenitu podczas przerw pomiędzy pierwszym a drugim etapem odkształcenia plastycznego na gorąco badanej stali

Nr próbki	T _d , °C	ε ₁	ε̇ ₁ , s ⁻¹	Czas przerwy t _p , s	ε ₂	ε̇ ₂ , s ⁻¹	σ ₀ , MPa	σ ₁ , MPa	σ ₂ , MPa	Stopień mięknięcia, X
1	900	0,2	0,05	1	0,2	0,05	69,2	162,9	151,5	0,12
2				5			69,2	163,5	150,7	0,14
3				10			69,2	162,6	139,3	0,25
4				20			69,2	157,5	127,4	0,34
5				30			69,2	156,9	121,8	0,40
6				60			69,2	159,1	120,8	0,43
7	900	0,2	5	1	0,2	5	89,1	234,3	208,5	0,18
8				5			89,1	231,3	200,3	0,22
9				10			89,1	232,1	185,9	0,32
10				20			89,1	225,7	160,0	0,48
11				30			89,1	227,9	140,6	0,63
12				60			89,1	204,8	121,6	0,72
13	1100	0,2	5	1	0,2	5	70,8	140,2	89,8	0,73
14				3			70,8	147,2	84,7	0,82
15				5			70,8	143,3	75,1	0,94
16				10			70,8	143,2	71,5	0,99
17				20			70,8	140,7	70,5	1,00

Szczegółowe dane dotyczące kinetyki zaniku umocnienia odkształceniowego austenitu dla wszystkich zastosowanych parametrów odkształcenia przedstawiono na rys. 77. Przebieg krzywych wskazuje, że wraz z obniżaniem temperatury odkształcenia plastycznego następuje opóźnienie procesu rekrytalizacji statycznej. Obniżanie temperatury prowadzi do spadku szybkości dyfuzji atomów żelaza i innych składników stopowych. Dodatkowo, obecność dyspersyjnych cząstek faz międzywęzłowych mikrododatków Ti i V utrudnia migrację granic ziarn, co spowalnia przebieg rekrytalizacji [196]. Powstawanie faz typu TiC, TiN, VC oraz VN zachodzi najbardziej intensywnie w temperaturze 900°C przy zastosowanej niższej szybkości odkształcenia 0,05 s⁻¹, o czym świadczy pewne wypłaszczenie krzywej.



Rys. 77. Wpływ temperatury badania na kinetykę rekrytalizacji statycznej austenitu odkształconego plastycznie w próbie ściskania na gorąco

Analiza danych literaturowych wskazuje [189-195], że stopień mięknięcia X w dużym przybliżeniu odpowiada procentowemu udziałowi austenitu zrekrystalizowanego. Z danych zestawionych na rys. 77 wynika, że wytrzymanie izotermiczne próbki w temperaturze 900°C między pierwszym i drugim etapem odkształcenia ($\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$) przez 1 s pozwoliło na zrekrystalizowanie austenitu w ok. 18%. Czas $t_{0,5}$ – pozwalający na zrekrystalizowanie austenitu odkształconego plastycznie w 50% dla próbki ściskanej w wymienionych warunkach wynosi około 21 s. Dla celów technicznych, zastosowanie wysokich wartości odkształceń i dużej szybkości, a także krótkotrwałe przerwy potrzebne na przeniesienie wytwarzanego elementu do drugiego wykroju matrycy, nie stanowią dogodnych warunków dla przebiegu rekrytalizacji statycznej, pozwalającej na rozdrobnienie ziarn austenitu. Dlatego czas $t_{0,5}$ ma

większe znaczenie technicznie niż czas potrzebny do osiągnięcia ~100% frakcji austenitu zrekrystalizowanego [193].

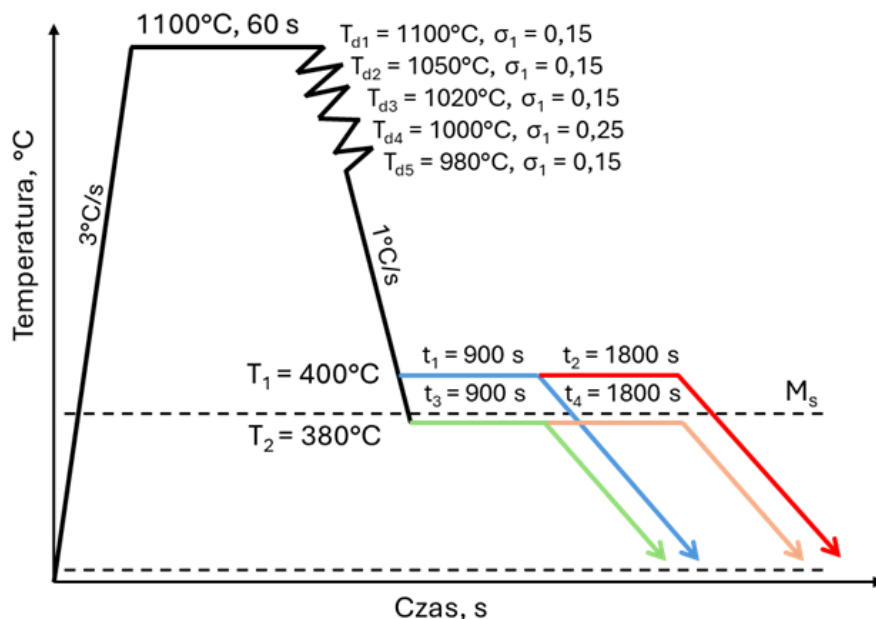
Dodatkowo przeprowadzono dwuetapowe próby ściskania w temperaturze 900°C z szybkością 0,05 s⁻¹, stosując te same czasy przerw jak w przypadku próbek odkształcanych z szybkością 5 s⁻¹. Przeprowadzone badania wykazały, że dla tej szybkości odkształcenia i zastosowanych czasów przerw między dwoma etapami odkształcenia, procentowy udział frakcji austenitu zrekrystalizowanego wahał się od ok. 12% do ok. 43%. Zastosowane parametry odkształcenia uniemożliwiły otrzymanie frakcji 50% austenitu zrekrystalizowanego, ponieważ proces zaniku umocnienia odkształceniowego przebiegał zbyt wolno, ze względu na niską szybkość odkształcenia, co wpłynęło na zbyt wolny przebieg rekrytalizacji statycznej w badanym zakresie czasowym.

Podwyższenie temperatury odkształcenia plastycznego do 1100°C spowodowało wyraźne przyspieszenie przebiegu procesów aktywowanych cieplnie usuwających umocnienie odkształceniowe. Stopień zrekrystalizowania austenitu próbki wytrzymanej izotermicznie przez 1 s wynosi ok. 73%, natomiast czas t_R – całkowitej rekrytalizacji austenitu – ok. 10 s. W tych warunkach Ti i V powinny być w pełni rozpuszczone w roztworze stałym, stąd nie jest możliwe wydzielanie się faz typu TiC, TiN, VC i VN.

Symulacje procesu kształtowania plastycznego odkuwki podczas pięcioetapowego odkształcenia plastycznego na gorąco

Uzyskane wyniki badań plastometrycznych posłużyły do opracowania czterech wariantów symulacji kucia z następnym wytrzymaniem izotermicznym w celu wytworzenia struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym. W przeprowadzonych badaniach zastosowano zróżnicowaną wartość pięciu odkształceń ze względu na kształt wykrojów dla odkuwki typu „gniazdo” o konkretnej geometrii. Wartości temperatur i odkształceń dobrano w oparciu o karty technologiczne dla odkuwki udostępnione przez kuźnię. W pierwszym etapie stal poddano austenitizacji w temperaturze 1100°C przez 60 s. Następnie, zrealizowano pięcioetapowe odkształcenie w zakresie temperatury od 1100°C do 980°C i chłodzenie z szybkością 1°C/s do zadanej temperatury wytrzymania izotermicznego. Wytrzymanie izotermiczne realizowano w temperaturach 400°C i 380°C przez 900 s i 1800 s. Zastosowane temperatury wytrzymania izotermicznego dobrano na podstawie przeprowadzonych badań dylatometrycznych (rys. 54 i rys. 56) pod kątem otrzymania frakcji austenitu szczątkowego o wymaganej stabilności termicznej, a także ograniczenia ilości występowania martenzytu świeżego. W analogiczny sposób na podstawie badań dylatometrycznych dobrano czasy wytrzymania izotermicznego

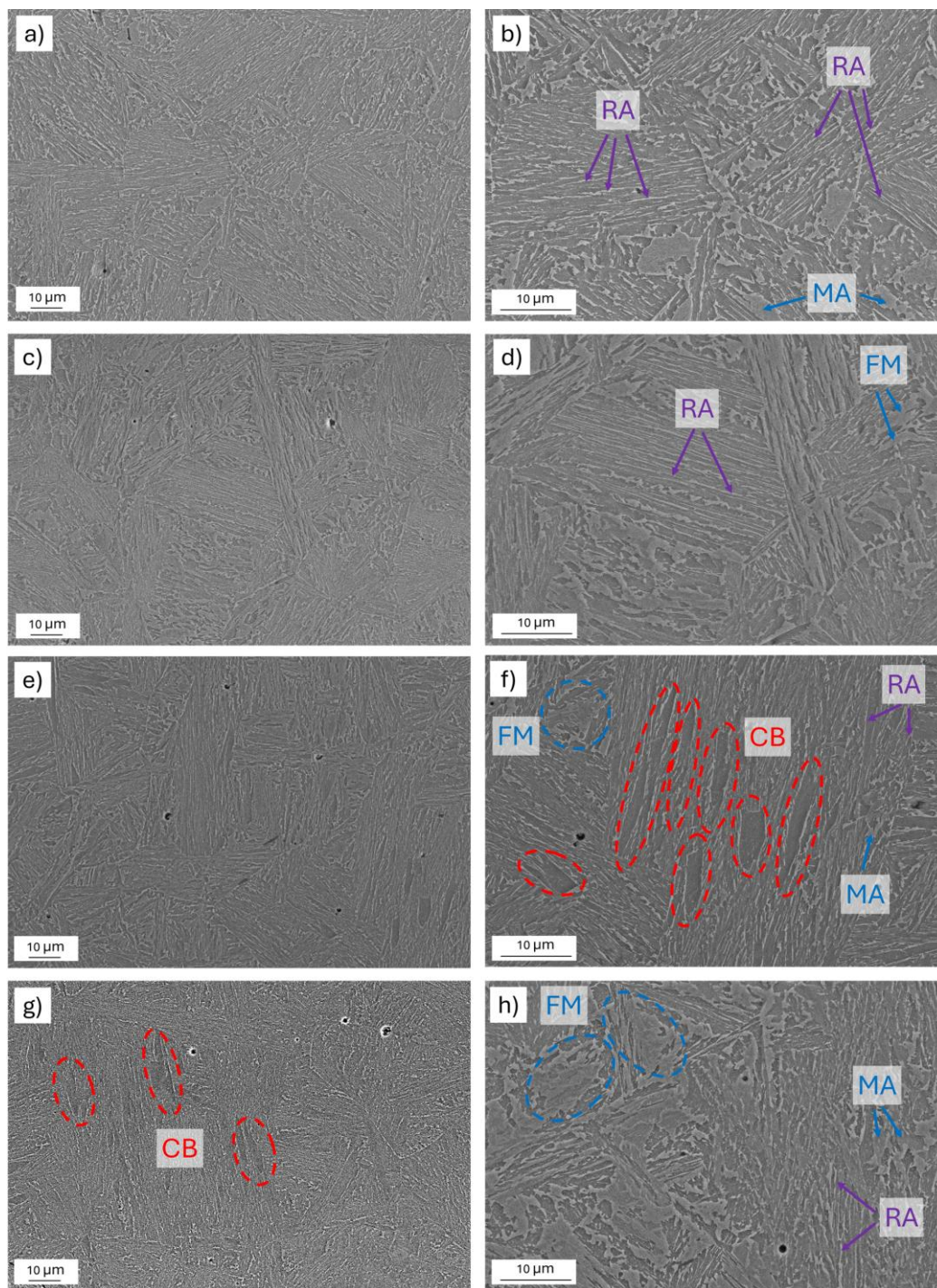
(rys. 67 i rys. 68). Schemat pięcioetapowego odkształcenia plastycznego próbek na gorąco wraz z parametrami wytrzymania izotermicznego przedstawiono schematycznie na rys. 78.



Rys. 78. Schemat pięcioetapowego odkształcenia plastycznego na gorąco oraz parametrów czasowo-temperaturowych wytrzymania izotermicznego

Zastosowanie zróżnicowanych parametrów czasowo-temperaturowych wytrzymania izotermicznego po pięcioetapowym procesie odkształcania odniosło istotny wpływ na kształtowanie się mikrostruktury analizowanej stali (rys. 79). Próbki po wytrzymaniu izotermicznym przez 900 s w temperaturze 400°C (powyżej M_s) wykazują drobnoziarnistą strukturę złożoną z ferrytu bainitycznego, niewielkiej ilości wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz równomiernie rozłożonych, cienkich listew austenitu szczątkowego (rys. 79b). Na otrzymanych dyfraktogramach rentgenowskich (rys. 80) zidentyfikowano obecność fazy gamma (austenitu) oraz fazy alfa (ferryt bainityczny/martenzyt). Zaobserwowano, że zadane parametry wytrzymania izotermicznego pozwoliły na uzyskanie najwyższego udziału austenitu szczątkowego który wynosi 13,8% (rys. 81). Zawartość węgla w tej fazie wynosiła ~0,79%. Udział austenitu szczątkowego uzyskany po pięcioetapowym odkształceniu na gorąco z wykorzystaniem symulatora termomechanicznego Gleeble 3800 jest zbliżony do wartości otrzymanej w badaniach dylatometrycznych (12,5%) prowadzonych w identycznych warunkach czasowo-temperaturowych wytrzymania izotermicznego. Część austenitu uległa przemianom w martenzyt podczas końcowego chłodzenia do temperatury pokojowej, stąd w strukturze zaobserwowano niewielką ilość martenzytu świeżego.

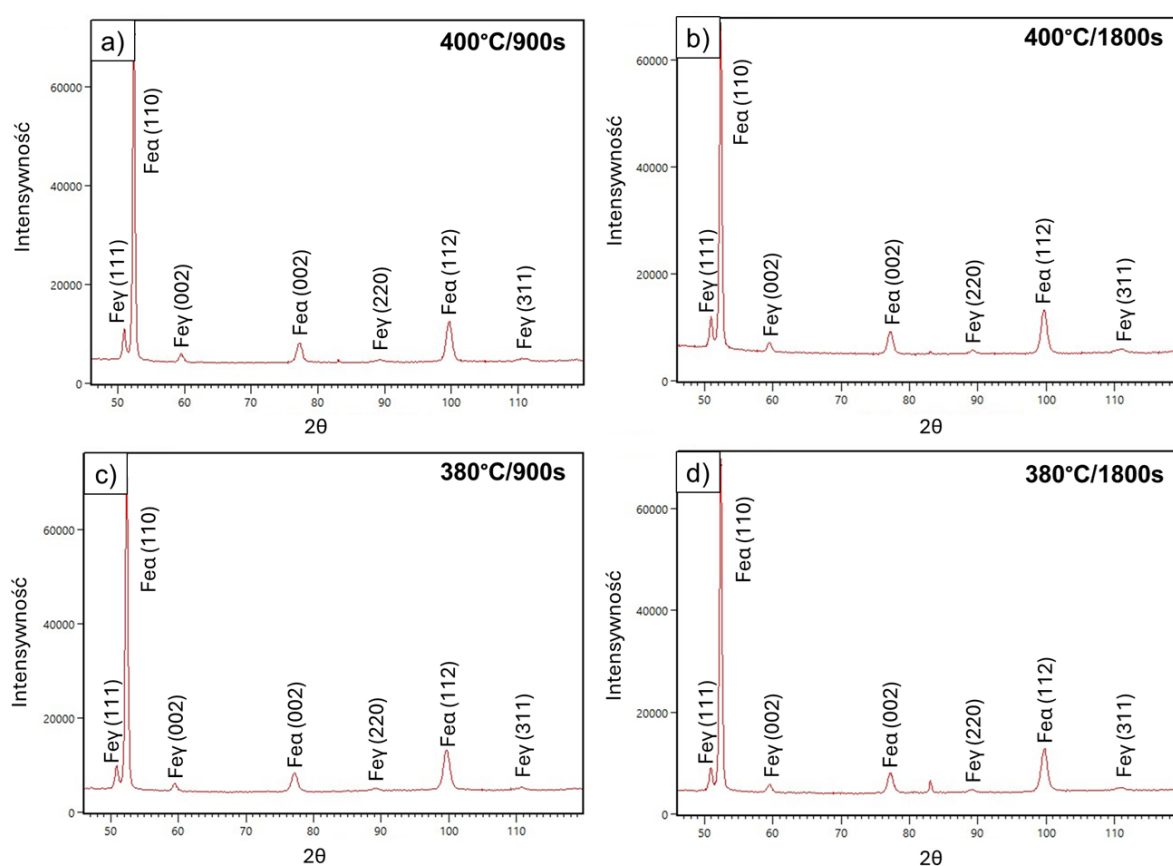
Charakterystyczną cechą mikrostruktur przedstawionych na rys. 79 jest brak wydzieliń cementytu pomiędzy listwami ferrytu bainitycznego.



Rys. 79. Mikrostruktury badanej stali uzyskane po pięcioetapowym ściskaniu próbek i następnym wytrzymaniu izotermicznym: a, b) 400°C/900 s, c, d) 400°C/1800 s, e, f) 380°C/900 s, g, h) 380°C/1800 s (RA – austenit szczątkowy, FM – martenzyt świeży, MA – wyspy martenzytowo-austenityczne, CB – bainit koalescencyjny)

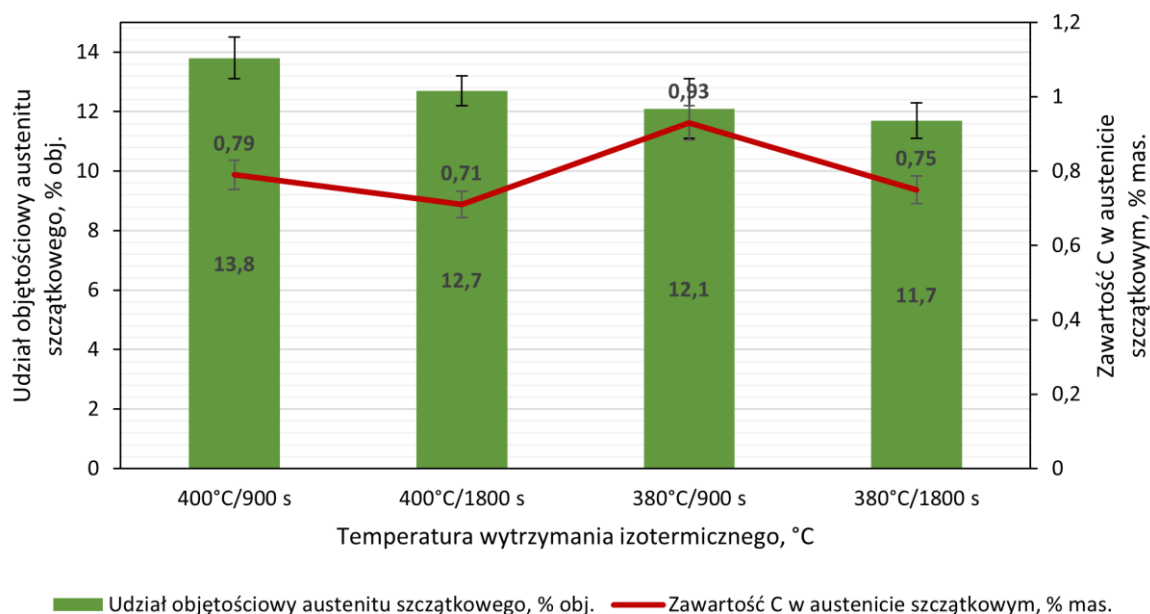
Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego z 900 s do 1800 s spowodowało niewielkie obniżenie udziału austenitu szczątkowego z 13,8% do 12,7%, jak i zawartości C w tej fazie

odpowiednio do $\sim 0,79\%$ C i $\sim 0,71\%$ C (rys. 81). Stabilność austenitu szczątkowego jest ściśle związana z zawartością węgla w tej fazie [19]. W pracy [197] wykazano, że wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego może powodować wzrost wielkości listew austenitu szczątkowego. Podobną tendencję zaobserwowano w przypadku wpływu wydłużenia czasu wytrzymania izotermicznego na wzrost wielkości listew ferrytu bainitycznego, co wpływa na zmniejszenie wytrzymałości stali [176]. Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego wpłynęło również na zmniejszenie twardości z 396 HV10 do 383 HV10 (rys. 82), co jest spowodowane efektem odpuszczenia struktury oraz wzrostem szerokości listew ferrytu bainitycznego [182].



Rys. 80. Dyfraktogramy rentgenowskie próbek poddanych ścisnaniu i wytrzymaniu izotermicznemu: a) 400°C/900 s, b) 400°C/1800 s, c) 380°C/900 s, d) 380°C/1800 s

Struktura stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 380°C (poniżej M_s) przez 900 s i 1800 s również składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego w postaci listwowej (rys. 79e-h), a także niewielkiej frakcji wysp martenzytyczno-austenitycznych (rys. 79f,h). Podobnie jak w przypadku analizy mikrostrukturalnej przeprowadzonej po badaniach dylatometrycznych (rys. 57), w strukturze stali po wytrzymaniu izotermicznym poniżej temperatury M_s ujawniono obecność oraz bainitu koalescencyjnego (rys. 79f,g).

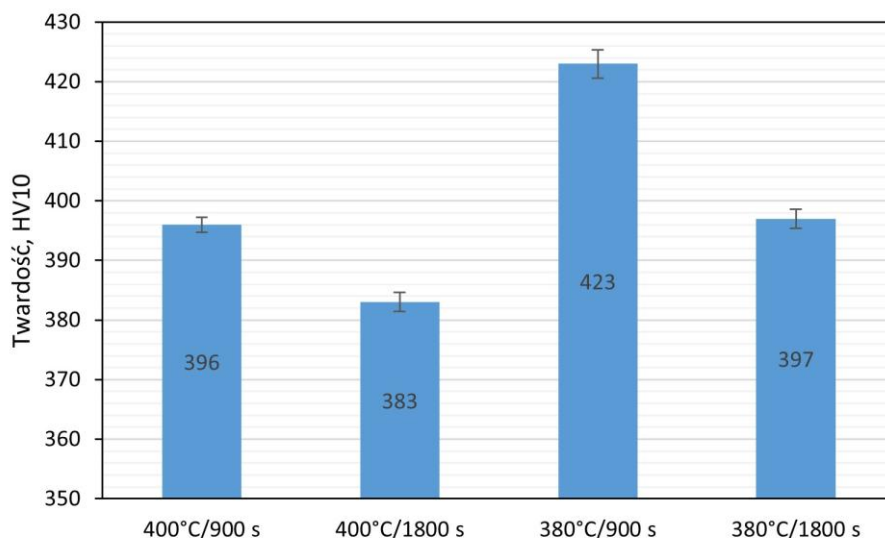


Rys. 81. Wpływ warunków wytrzymania izotermicznego po pięcioetapowym ściskaniu próbek na udział austenitu szczątkowego

W przypadku wydłużenia czasu wytrzymania izotermicznego z 900 s do 1800 s również zaobserwowano obecność bainitu koalescencyjnego (rys. 79g,h). Autorzy pracy [197] zaobserwowali, że w przypadku badanej stali 0,53C-1,5Mn-1,6Si-1,5Cr-1,3Al-0,3Mo-0,05Nb, wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego z 2h do 7h w temperaturze poniżej M_s , ilość oraz powierzchnia listew ferrytu bainitycznego uległa znacznemu zwiększeniu. W innej pracy [181] dotyczącej stali 0,18C-3,6Mn-1,7Al-0,23Si-0,2Mo-0,04Nb, gdy czas wytrzymania izotermicznego został wydłużony z 15 min do 60 min, udział ferrytu bainitycznego wzrósł z ok. 23% do 71%. Podobnie w przypadku bainitu koalescencyjnego, wraz ze wzrostem czasu wytrzymania izotermicznego proces wzrostu i koalescencji płytek ferrytu bainitycznego może postępować. Płytki bainitu koalescencyjnego powstałe po wytrzymaniu izotermicznym przez 1800 s charakteryzują się nieco większą powierzchnią (rys. 79g) w porównaniu do wytrzymania izotermicznego przez 900 s (rys. 79e). Jednak aspekt ten nie został wystarczająco opisany w dostępnej literaturze i wymaga przeprowadzenia dalszych badań w celu potwierdzenia zachodzących zależności.

Po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 380°C (900s) zaobserwowano nieznaczne zmniejszenie udziału austenitu szczątkowego (12,1%) w porównaniu z wytrzymaniem przeprowadzonym w temperaturze 400°C (900s), gdzie udział ten wynosił 13,8%. Jest to wynikiem utworzenia się pre-martenzytu przed wytrzymaniem izotermicznym w temperaturze 380°C, co zostało potwierdzone podczas badań dylatometrycznych (rys. 55). Obecność

martenzytu przełożyła się na wzrost twardości z ok. 396 HV10 do ok. 423 HV10 dla próbek wytrzymanych przez 900 s odpowiednio w temperaturze 400°C i 380°C. Zmniejszenie twardości wraz z wydłużeniem czasu wytrzymania izotermicznego z 900 s do 1800 s w 380°C jest związane z efektem odpuszczenia pre-martenzytu.



Rys. 82. Wpływ warunków wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco na twardość próbek badanej stali

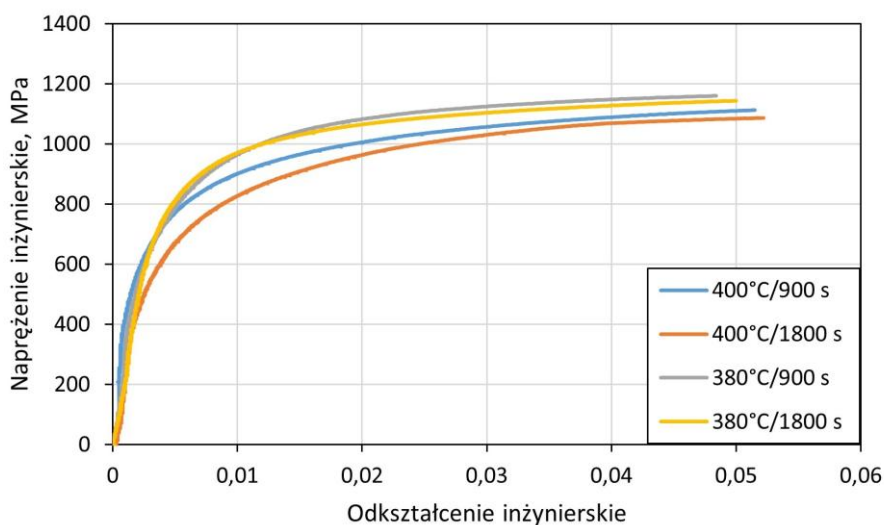
3.4 Wyniki badań własności mechanicznych

W celu określenia własności mechanicznych (umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m i wydłużenie całkowite A) przeprowadzono statyczną próbę rozciągania. Badanie przeprowadzono na próbkach po pięcioetapowym odkształceniu i wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C i 380°C przez 900 s i 1800 s, zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 78. Krzywe σ – ϵ uzyskane w wyniku rozciągania próbek subwymiarowych przedstawiono na rys. 83. Własności mechaniczne określono na podstawie średniej arytmetycznej z 3 pomiarów (tablica 13).

Badania wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wytrzymania izotermicznego z 380°C do 400°C przez 900 s umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie uległy zmniejszeniu z 789 MPa i 1197 MPa do 776 MPa oraz 1128 MPa, natomiast wydłużenie całkowite nieznacznie wzrosło z 4,8% do 5,2% (tablica 13). Intensywność efektu TRIP w stali wytrzymanej izotermicznie w 380°C i 400°C jest na zbliżonym poziomie, o czym świadczy stopniowy wzrost nachylenia krzywych σ – ϵ (rys. 83). Uzyskane własności mechaniczne są związane z wolniejszym przebiegiem procesu umocnienia odkształceniowego stali uprzednio wytrzymanej izotermicznie w 400°C, co ma jednak swoje odzwierciedlenie w nieco wyższym wydłużeniu całkowitym. Wyższe własności wytrzymałościowe dla wariantu wytrzymania

izotermicznego w 380°C mają związek z obecnością pre-martenzytu w strukturze (rys. 84). Wraz ze wzrostem temperatury wytrzymania izotermicznego stopień rozdrobnienia struktury maleje (efekt ten potwierdzono w badaniach STEM próbek dylatometrycznych – rys. 61), co wpływa na obniżenie wytrzymałości. Podobną tendencję związaną z efektem zastosowania wyższej temperatury wytrzymania izotermicznego na obniżenie granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie, przy jednoczesnym polepszeniu wydłużenia i udurości, zaobserwowano w pracy [177] dla stali zawierającej 0,51% C, 1,72% Si, 0,83% Mn, 1,48% Al i mikrododatek Nb o stężeniu 0,04%. Jednym z powodów zmniejszenia wytrzymałości był wzrost grubości listew bainitycznych.

Powodem wzrostu własności mechanicznych stali wraz ze zmniejszeniem temperatury wytrzymania izotermicznego do 380°C jest wyższy stopień rozdrobnienia listew ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, a także obecność pre-martenzytu. Krzywa rozciągania dla próbki uprzednio wytrzymanej izotermicznie w temperaturze 380°C charakteryzowała się mniejszym nachyleniem w początkowym etapie odkształcenia (rys. 83), co wskazuje na bardziej intensywny przebieg indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej lub/i efekt umocnienia związany z obecnością pre-martenzytu w strukturze. Pre-martenzyt przyczynia się do powstawania dyslokacji i lokalnych naprężeń, a tym samym do zwiększenia własności wytrzymałościowych. Wpływ pre-martenzytu na zwiększenie własności wytrzymałościowych poprzez rozdrobnienie struktury stali 0,97C–0,37Mn–1,24Si–1,58Cr–0,34Mo potwierdzono w pracy [198]. Autorzy zaobserwowali, że wraz ze wzrostem udziału pre-martenzytu od 0% do około 20%, szerokość płytek ferrytu bainitycznego stopniowo zmniejszyła się z 73,3 nm do 56,6 nm.



Rys. 83. Krzywe naprężenie inżynierskie – odkształcenie inżynierskie uzyskane po rozciąganiu próbek subwymiarowych, uzyskanych po pięcioetapowym odkształceniu i wytrzymaniu izotermicznym przy zastosowaniu wybranych parametrów czasowo-temperaturowych

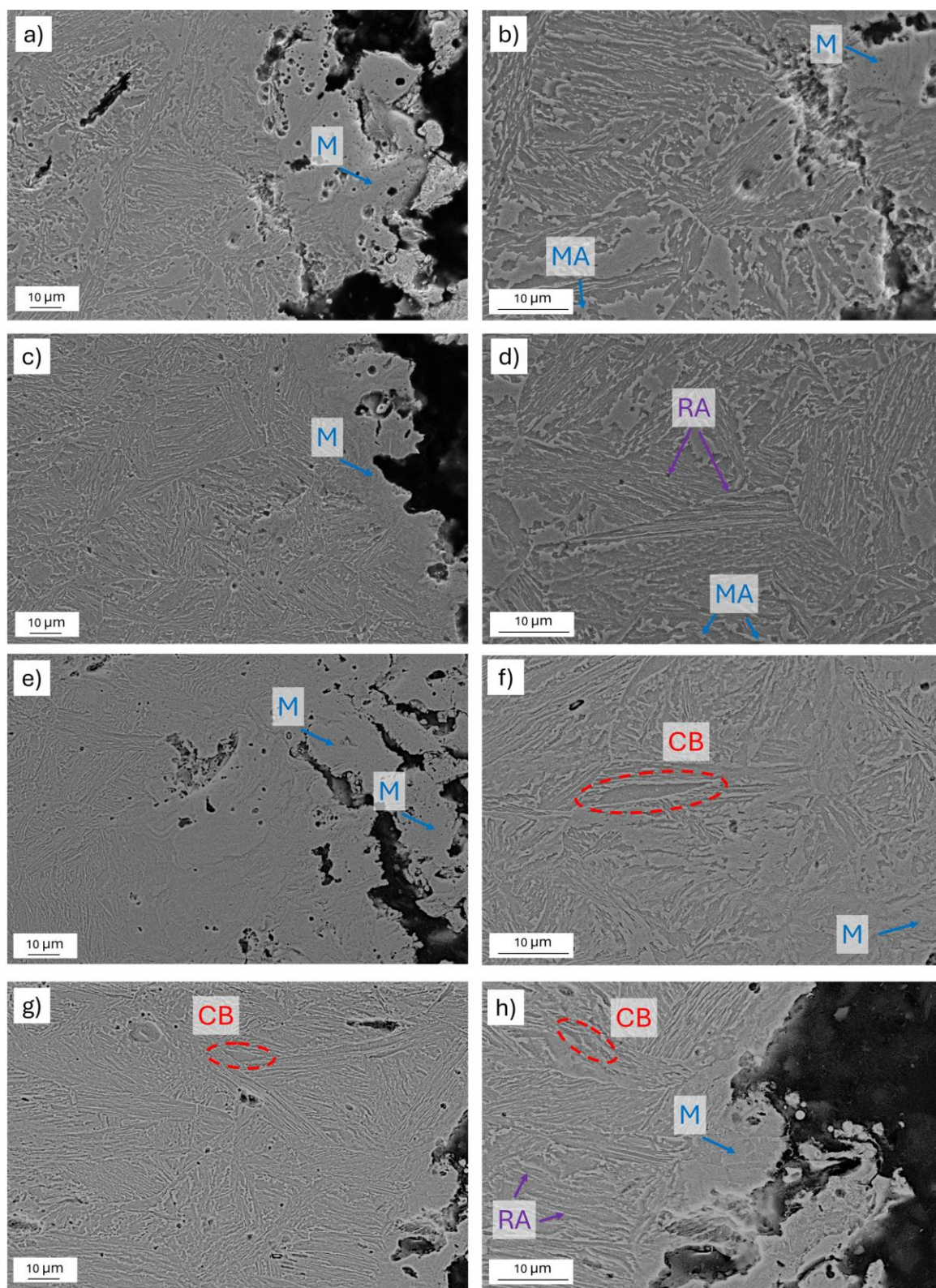
Zaobserwowano także, że wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego zarówno w temperaturze 400°C jak i 380°C z 900 s do 1800 s, spowodowało obniżenie własności wytrzymałościowych, przy niemal stałej wartości wydłużenia. Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego w zakresie temperatury przemiany bainitycznej doprowadziło do wzrostu listew ferrytu bainitycznego, które charakteryzują się mniejszą skutecznością w hamowaniu ruchu dyslokacji, co przełożyło się na obniżenie wartości umownej granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie [199]. Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego spowodowało również zmniejszenie ilości austenitu szczątkowego, a tym samym mniejszy wkład efektu TRIP w proces umocnienia odkształceniowego. Wytrzymanie izotermiczne przeprowadzone w temperaturze 380°C przez 1800 s wydłużyło proces odpuszczania pre-martenzytu oraz doprowadziło do wzrostu szerokości listew ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, co wpłynęło na zmniejszenie własności wytrzymałościowych [182].

Tablica 13

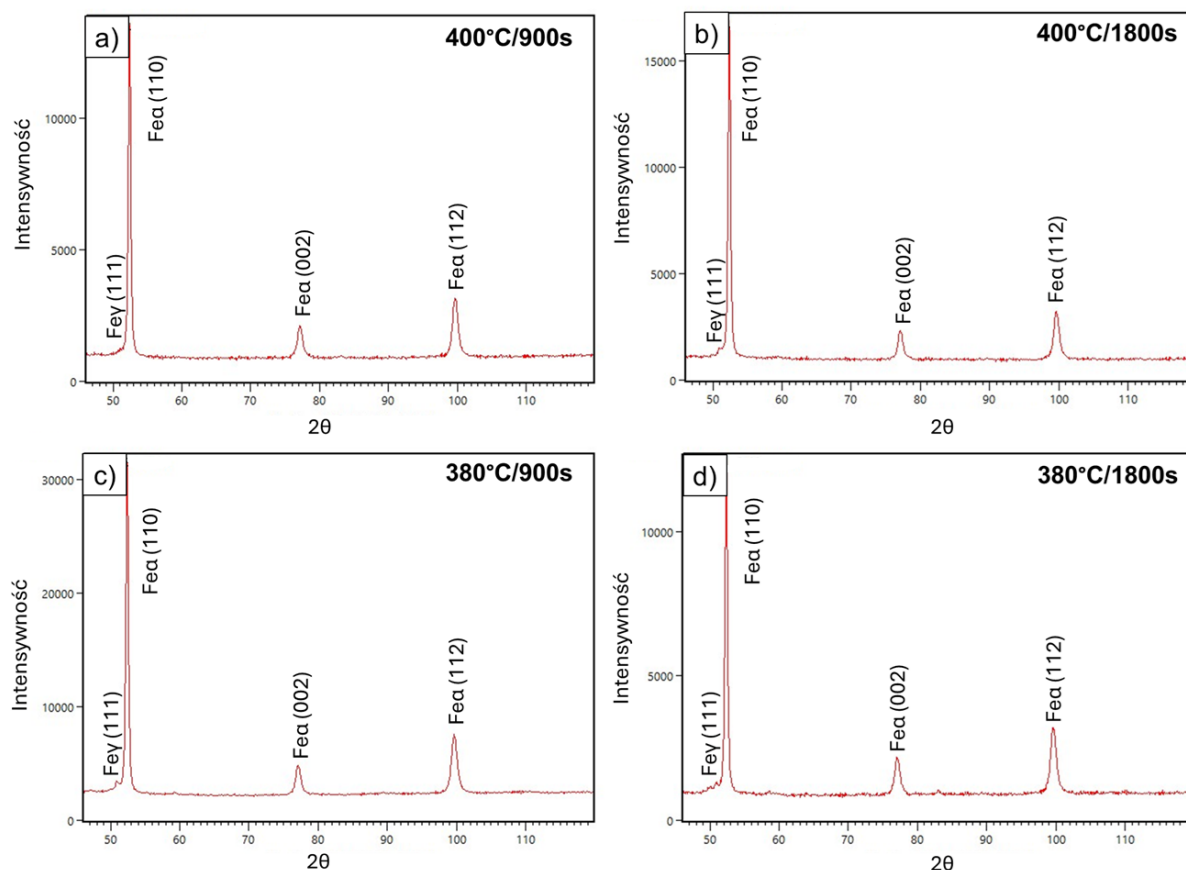
Wyniki badań własności mechanicznych próbek po uprzednim ich pięcioetapowym ściskaniu i wytrzymaniu izotermicznym

Temperatura wytrzymania izotermicznego, °C	Czas wytrzymania izotermicznego, s	R _{p0,2} , MPa	R _m , MPa	A, %
400	900	776±32	1128±15	5,2±0,9
400	1800	757±25	1121±28	5,3±0,6
380	900	789±19	1197±13	4,8±1,2
380	1800	752±29	1187±10	5,0±1,0

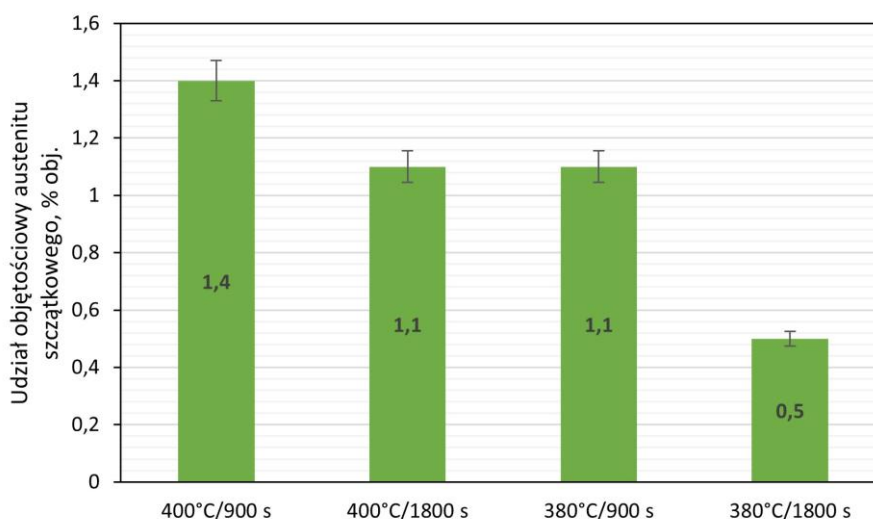
Mikrostruktury próbek po rozciąganiu, które zostały pobrane z obszarów przy przelomach, przedstawiono na rys. 84. Struktury stali po wytrzymaniu izotermicznym oraz rozciąganiu składały się z ferrytu bainitycznego, austenitu szczątkowego w postaci listwowej, niewielkiej ilości wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz dużej ilości martenzytu. (rys. 84). Niezależnie od zastosowanego wariantu wytrzymania izotermicznego, ujawniono dużą frakcję martenzytu zlokalizowanego głównie w pobliżu miejsca zerwania próbek, który powstał z austenitu szczątkowego na skutek przemiany indukowanej odkształceniem. Największą ilość powstałego martenzytu zlokalizowano w obszarze pęknięć, które są głównymi miejscami koncentracji naprężeń i odkształceń. W obu zastosowanych temperaturach wytrzymania izotermicznego niemal cały austenit szczątkowy uległ przemianie w martenzyt podczas odkształcenia plastycznego (rys. 85). Udział austenitu szczątkowego w strukturze po rozciąganiu mieścił się w zakresie od 0,5% do 1,4% obj. (rys. 86).



Rys. 84. Mikrostruktury uzyskane po rozciąganiu próbek po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze: a, b) 400°C/900 s, c, d) 400°C/1800 s, e, f) 380°C/900 s, g, h) 380°C/1800 s (RA – austenit szczątkowy, M – martenzyt odkształceniowy, MA – wyspy martenzytowo-austenityczne, CB – bainit koalescencyjny)



Rys. 85. Dyfraktogramy rentgenowskie próbek po przeprowadzeniu próby rozciągania, uprzednio poddanych ścisnaniu oraz wygrzewaniu izotermicznemu w następujących warunkach: a) 400 °C/900 s, b) 400 °C/1800 s, c) 380 °C/900 s, d) 380 °C/1800 s



Rys. 86. Wpływ warunków wytrzymania izotermicznego po pięcioetapowym odkształceniu oraz następnym rozciąganiu próbek na udział austenitu szczątkowego

Badania struktury próbek po badaniach dylatometrycznych pozwoliły ujawnić obecność pre-martenzytu po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze poniżej 385°C (rys. 55), który jest obecny również w próbkach po rozciąganiu. Jednak bardzo trudno jest zidentyfikować pre-

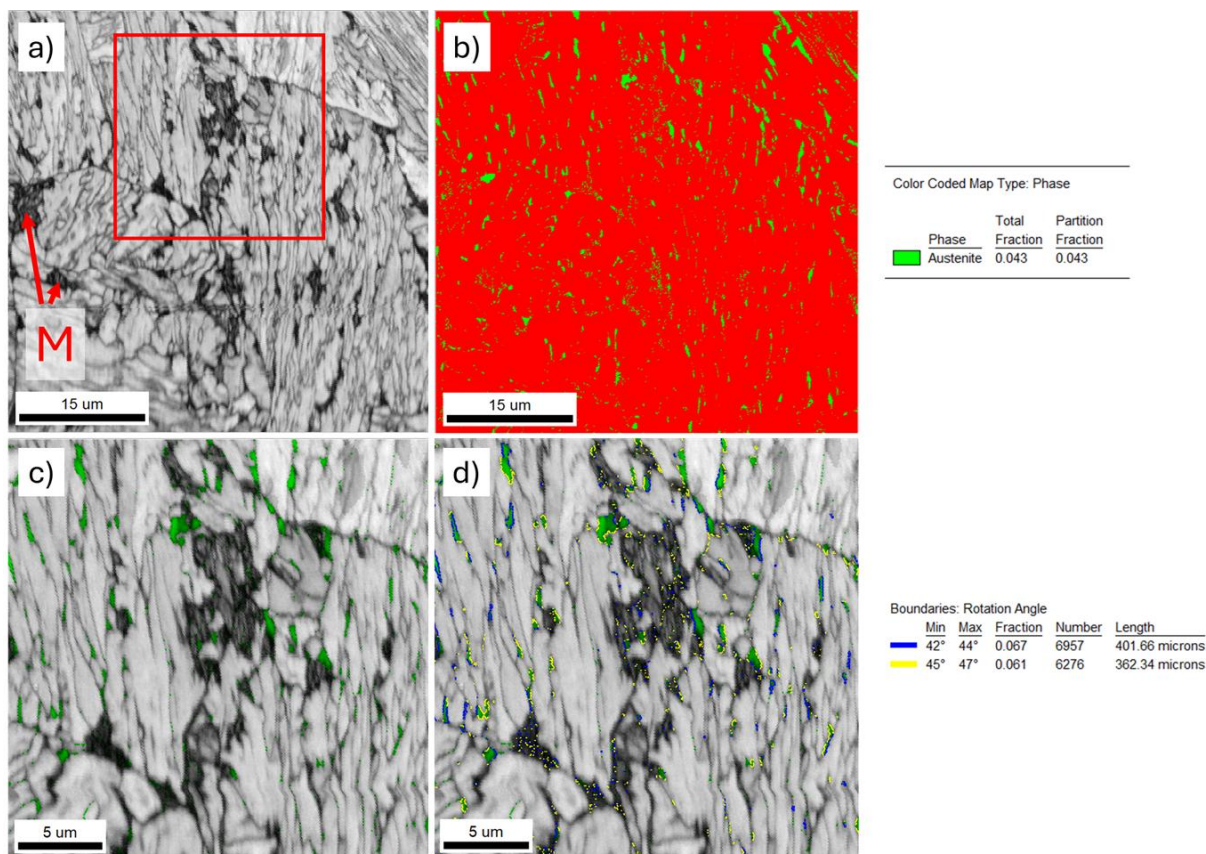
martenzyt na obrazach SEM i praktycznie nie jest możliwe odróżnienie go od ferrytu bainitycznego. Pre-martenzyt był obecny w strukturze stali po pięcioetapowym odkształceniu przed rozciąganiem (rys. 57a), dlatego po przeprowadzeniu statycznej próby rozciągania w strukturze stali znajdują się trzy rodzaje martenzytu. Duże obszary zawierające martenzyt odkształceniowy znajduje się głównie w okolicach przełomów, natomiast martenzyt świeży, który powstał podczas finalnego chłodzenia próbki po wytrzymaniu izotermicznym, znajduje się głównie w obszarach wysp martenzytyczno-austenitycznych. Pre-martenzyt powstał podczas wytrzymania izotermicznego i uległ częściowemu odpuszczeniu. Obniżenie temperatury wytrzymania izotermicznego z 400°C do 380°C wpłynęło na wzrost wytrzymałości na rozciąganie dla obu zastosowanych czasów wytrzymania izotermicznego. W pracach [194-202] potwierdzono, że pre-martenzyt zwiększa szybkość zarodkowania bainitu, co skutkuje rozdrobnieniem listew bainitu i poprawą wytrzymałości stali. Ponadto, uzyskana drobnolistkowa morfologia austenitu szczątkowego, w przeciwieństwie do morfologii blokowej, wpływa na zwiększenie ciągliwości, co zostało potwierdzone w innych pracach [203-206].

W mikrostrukturze stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 380°C (rys. 84e-h) zaobserwowano obecność bainitu koalescencyjnego. Podczas przeprowadzonych badań nie zaobserwowano jednoznacznego wpływu obecności bainitu koalescencyjnego na własności mechaniczne. Shin inni [203] wykazali, że w przypadku stali martenzytycznej 0,44C-0,22Si-1,02Mn-1,15Cr-0,34Ni-0,20Mo obecność bainitu koalescencyjnego wpłynęła korzystnie na poprawę ciągliwości stali.

Badania zrealizowane przy zastosowaniu techniki EBSD pozwoliły na określenie morfologii i rozmieszczenia austenitu szczątkowego (rys. 87-89). Przeprowadzono analizę map IQ, map rozkładu faz oraz map przedstawiających relacje orientacji krystalograficznej Kurdjumova-Sachsa $(111)_\gamma // (011)_\alpha$ i $[101]_\gamma // [111]_\alpha$ (kolor niebieski) i Nishiyamy-Wassermannna $(111)_\gamma // (011)_\alpha$ i $[112]_\gamma // [011]_\alpha$ (kolor żółty) pomiędzy ferrytem bainitycznym/martenzytem a austenitem szczątkowym. Miejsca występowania tych granic precyzyjnie odwzorowują występowanie austenitu szczątkowego i martenzytu, jednak nie umożliwiają odróżnienia martenzytu świeżego od martenzytu odkształceniowego [207].

Na rysunku 87a przedstawiono mapę jakości obrazu (IQ) uzyskaną dla próbki po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C przez 900 s, a następnie odkształconej podczas statycznej próby rozciągania. Na podstawie analizy mapy IQ zidentyfikowano obecność jasnych listew ferrytu bainitycznego oraz martenzytu, widocznego w postaci ciemnych obszarów obrazu. Przemiana martenzytyczna austenitu szczątkowego podczas

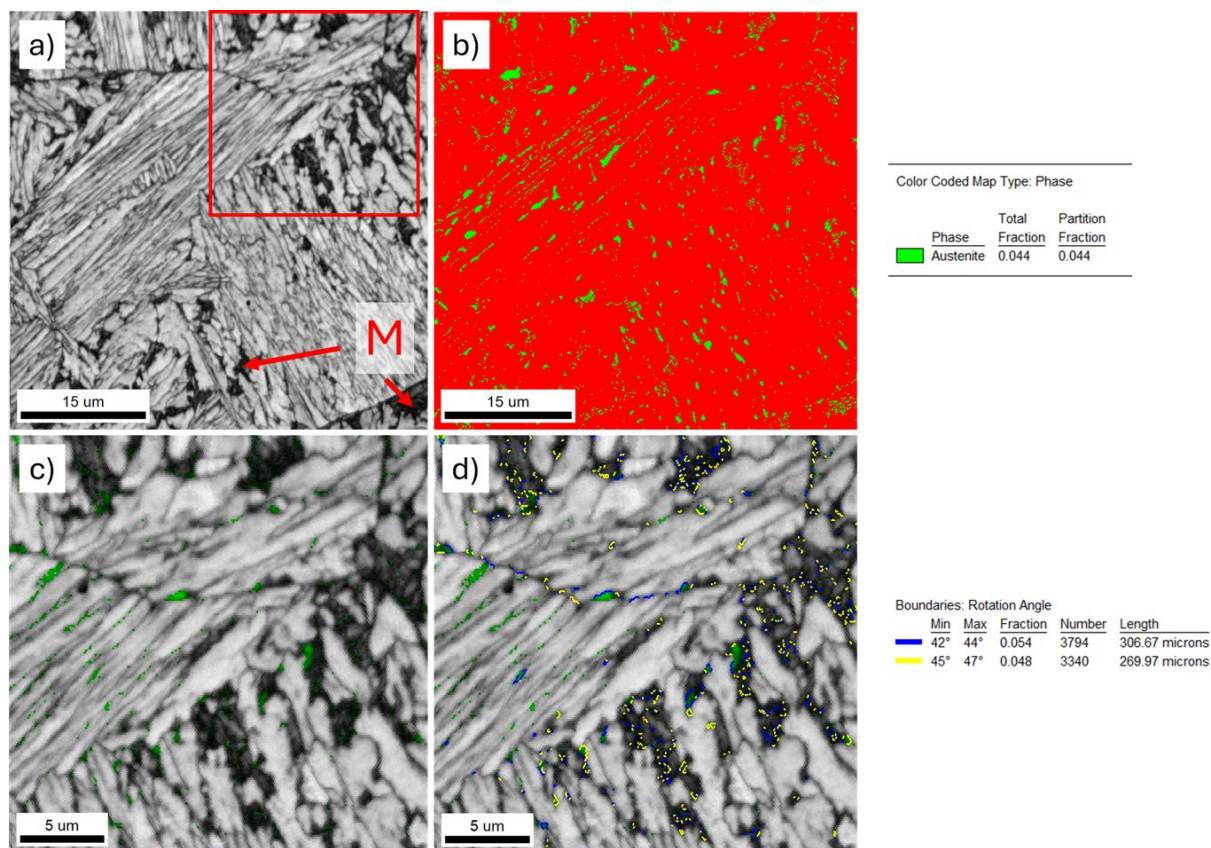
odkształcenia plastycznego doprowadziła do powstania martenzytu o dużej gęstości defektów sieciowych [165,207], dlatego jakość dyfrakcji w tych strefach jest najmniejsza (rys. 87a). Pozostały w strukturze austenit szczątkowy (rys. 87b) w postaci drobnolistwowej jest stosunkowo równomiernie rozłożony w osnowie. Podczas odkształcenia większe listwy i ziarna austenitu szczątkowego w postaci blokowej uległy przemianę w martenzyt, ze względu na niższą stabilność mechaniczną w porównaniu do austenitu szczątkowego w postaci cienkich listew (kolor zielony), które pozostały nieprzemienione (rys. 87c). Obecność martenzytu została również potwierdzona przez obecność zależności Kurdjumova–Sachsa oraz Nishiyamy–Wassermanna (rys. 87d). Ilość granic ziarn spełniających zależności K-S oraz N-W wynosi odpowiednio 6,7% oraz 6,1%.



Rys. 87. Wyniki analizy EBSD po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 400°C przez 900 s odkształconych w statycznej próbie rozciągania: a) mapa jakości obrazu IQ, b) mapa rozkładu faz, austenit oznaczono kolorem zielonym, c) mapa IQ skorelowana z mapą rozkładu faz, d) mapa przedstawiająca granice ziarn spełniające zależności krystalograficzne Kurdjumowa-Sachsa (kolor niebieski) i Nishiyamy-Wassermana (kolor żółty)

Na mapach IQ (rys. 88a,c) wygenerowanych dla stali po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 400°C przez 1800 s i następnym rozciąganiu, zaobserwowano jasne listwy

bainityczne o mniejszej gęstości dyslokacji, a także ciemne obszary martenzytyczne. Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego próbek w temperaturze 400°C z 900 s do 1800 s spowodowało zmniejszenie ilości granic ziarn spełniających zależności K-S oraz N-W odpowiednio z 6,7% i 6,1% do 5,4% i 4,8% (rys. 88d), co świadczy o mniejszej ilości austenitu szcążkowego znajdującego się w stanie wyjściowym (przed odkształceniem w próbie rozciągania).

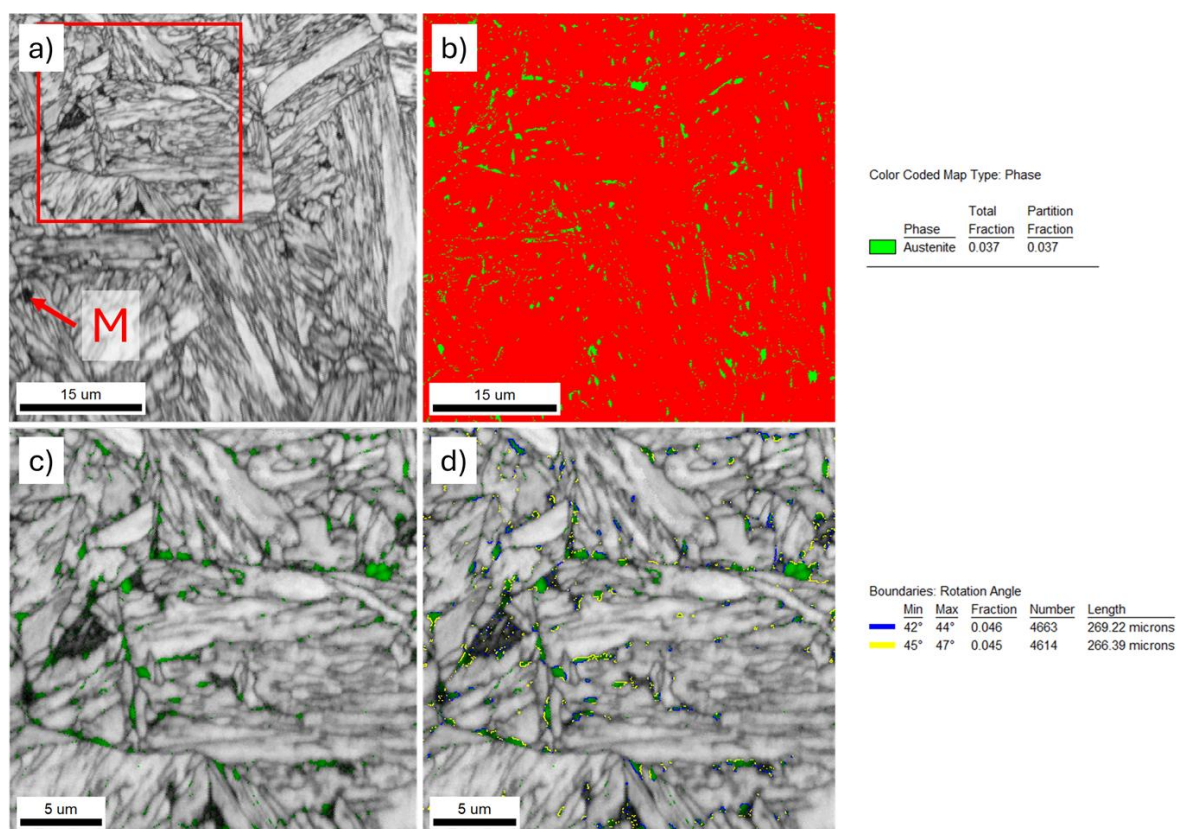


Rys. 88. Wyniki analizy EBSD po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 400°C przez 1800 s odkształconych w statycznej próbie rozciągania: a) mapa jakości obrazu IQ, b) mapa rozkładu faz, austenit oznaczono kolorem zielonym, c) mapa IQ skorelowana z mapą rozkładu faz, d) mapa przedstawiająca granice ziarn spełniające zależności krystalograficzne Kurdjumowa-Sachs (kolor niebieski) i Nishiyamy-Wassermana (kolor żółty)

Mapy EBSD dla próbek wytrzymanych izotermicznie w temperaturze 380°C przez 900 s, a następnie odkształconych w statycznej próbie rozciągania, przedstawiono na rys. 89. Obniżenie temperatury wytrzymania izotermicznego spowodowało zwiększenie intensywności przemiany martenzytycznej (rys. 83). Dodatkowo obecność pre-martenzytu, tworzącego lokalne defekty i naprężenia, mogła wpłynąć na szybsze zarodkowanie martenzytu. Ilość granic ziarn spełniających zależności K-S oraz N-W wynosi 4,6% oraz 4,5% odpowiednio, co

potwierdza, że przed odkształceniem plastycznym próbek w statycznej próbie rozciągania, ilość austenitu szczątkowego była mniejsza niż w przypadku próbek uprzednio wytrzymałych izotermicznie w temperaturze 400°C. Jest to najmniejsza ilość granic ziarn wykazujących zależności K-S oraz N-W.

W dalszej kolejności przeprowadzone zostaną badania własności mechanicznych na normatywnych próbkach pobranych z rzeczywistych odkuwek wytworzonych w kuźni, zgodnie z parametrami opracowanymi w ramach powyższej pracy doktorskiej.



Rys. 89. Wyniki analizy EBSD po wytrzymaniu izotermicznym próbek w temperaturze 380°C przez 900 s odkształconych w statycznej próbie rozciągania: a) mapa jakości obrazu IQ, b) mapa rozkładu faz, austenit oznaczono kolorem zielonym, c) mapa IQ skorelowana z mapą rozkładu faz, d) mapa przedstawiająca granice ziarn spełniające zależności krystalograficzne Kurdjumowa-Sachsa (kolor niebieski) i Nishiyamy-Wassermana (kolor żółty)

4. WNIOSKI

Przeprowadzone badania pozwoliły na osiągnięcie wyznaczonego celu pracy, dotyczącego opracowania optymalnego składu chemicznego oraz wariantów czasowo-temperaturowych obróbki cieplno-plastycznej, które umożliwią otrzymanie ultradrobnoziarnistej struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym w postaci cienkich listew o pożądanej stabilności i morfologii, gwarantującej wytwarzanie odkuwek o wysokich własnościach mechanicznych w zróżnicowanych warunkach obciążeniowych.

Warunkiem uzyskania oczekiwanych własności mechanicznych odkuwek ze stali bainityczno-austenitycznych jest odpowiednio opracowany skład chemiczny, uwzględniający właściwą proporcję zawartości Si i Al oraz mikrododatków Ti i V, a także mikrostruktura uzyskana w wyniku zastosowanej obróbki cieplno-plastycznej. Właściwy skład chemiczny oraz precyzyjne sterowanie parametrami temperaturowo-czasowymi wytrzymania izotermicznego pozwoliło na uniknięcie przemiany ferrytycznej i perlitycznej oraz umożliwiło uzyskanie mikrostruktury, w skład której wchodziły składniki fazowe o różnym udziale i morfologii, tj. ferryt bainityczny, austenit szczątkowy oraz martenzyt – również w postaci wysp martenzytyczno-austenitycznych. Odpowiednio dobrane parametry wytrzymania izotermicznego pozwoliły na ograniczenie występowania martenzytu świeżego powstającego podczas chłodzenia do temperatury otoczenia. Otrzymanie ultradrobnoziarnistej struktury z austenitem szczątkowym w postaci cienkich listew o pożądanej stabilności i morfologii jest wynikiem synergicznego oddziaływania mechanizmów strukturalnych wpływających na stan umocnienia i rekrytalizacji badanych stali bainityczno-austenitycznych.

Na podstawie przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Stal o zoptymalizowanym składzie chemicznym 0,17C-3,1Mn-1Si-0,55Al-0,22Mo-0,034Ti-0,073V wykazuje wysoką hartowność dzięki dodatkom Mn i Mo. Częściowe zastąpienie Al dodatkiem Si korzystnie wpływa na zmniejszenie ilości cementytu w mikrostrukturze i obniżenie temperatury M_s do 385°C.
2. Obliczenia termodynamiczne i symulacje numeryczne umożliwiły określenie teoretycznych temperatur krytycznych. Obliczone temperatury krytyczne ($Ac_1 = 699^\circ\text{C}$, $Ac_3 = 866^\circ\text{C}$, $M_s = 350^\circ\text{C}$) są niższe w porównaniu do uzyskanych metodą dylatometryczną ($Ac_1 = 719^\circ\text{C}$, $Ac_3 = 930^\circ\text{C}$, $M_s = 379^\circ\text{C}$). Rozbieżności te wynikają z niedoskonałości obecnie dostępnych modeli dla stali o wyższych zawartościach Mn, Si i Al.
3. Przeprowadzone badania dylatometryczne pozwoliły na określenie wpływu odkształcenia plastycznego na postać krzywych przemian austenitu przechłodzonego. Zastosowanie

odkształcenia plastycznego istotnie przyspieszyło przebieg przemiany bainitycznej podczas wytrzymania izotermicznego. Odkształcenie plastyczne austenitu spowodowało wzrost gęstości dyslokacji i umocnienie w wyniku rozdrobnienia listew, czego potwierdzeniem jest wyższa twardość próbek chłodzonych z tymi samymi szybkościami w porównaniu z twardością próbek nieodkształconych plastycznie.

4. Z otrzymanego wykresu OCTP_i wynika, że przemiana bainityczna zachodzi w zakresie temperatury od 500°C do 380°C. Przemiana bainityczna uległa przyspieszeniu (brak czasu inkubacji) w temperaturze wytrzymania izotermicznego 380°C ze względu na obecność pre-martenzytu. W temperaturze wytrzymania izotermicznego powyżej M_s, przemiana bainityczna zaszła najszybciej w temperaturze 420°C (czas inkubacji około 2s) i zakończyła się po około 1044 s. Udział austenitu szczątkowego zwiększał się wraz z obniżeniem temperatury wytrzymania izotermicznego w zakresie od 380 do 420°C. Nie ujawniono obecności austenitu szczątkowego po wytrzymaniu izotermicznym w zakresie od 440°C do 520°C.
5. Utworzenie pre-martenzytu podczas chłodzenia stali do temperatury wytrzymania izotermicznego poniżej M_s – 360°C i 380°C, wpłynęło na skrócenie czasu inkubacji i przyspieszenie przebiegu przemiany bainitycznej. Z drugiej strony obecność pre-martenzytu w mikrostrukturze zmniejszył udział austenitu dostępnego do zajścia przemiany bainitycznej, czego konsekwencją okazała się być ograniczona ilość węgla w roztworze stałym niezbędna do stabilizacji austenitu szczątkowego. W mikrostrukturze po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 360°C oraz 380°C zaobserwowano dwa typy bainitu: w postaci drobnych listew ferrytu bainitycznego oraz większych listew bainitu koalescencyjnego.
6. Po zastosowaniu wytrzymania izotermicznego w temperaturze 420°C i 440°C, zaobserwowano obecność zwiększonej frakcji niepożądanego martenzytu świeżego, utworzonego w wyniku przemiany martenzytycznej austenitu szczątkowego o morfologii blokowej. Jego obecność jest efektem niewystarczającego wzbogacenia w węgiel austenitu szczątkowego, co zostało spowodowane niepełnym przebiegiem przemiany bainitycznej. Martenzyt świeży został zlokalizowany głównie na granicach ziaren austenitu pierwotnego.
7. Obniżenie temperatury wytrzymania izotermicznego do 400°C odniosło pozytywny wpływ na kinetykę przemiany bainitycznej i stabilność termiczną austenitu szczątkowego. Podczas wytrzymania izotermicznego w temperaturze 400°C odnotowano największy udział austenitu szczątkowego o morfologii listwowej (10,3% obj.) i średniej grubości listew 124 nm z niewielkim udziałem wysp martenzytyczno-austenitycznych. Wydłużenie czasu

wytrzymania izotermicznego w temperaturze 400°C z 300s do 900 s spowodowało wzrost udziału austenitu szczątkowego do 12,3% obj. Większa ilość ferrytu bainitycznego oraz migracja nadmiaru węgla z listew ferrytu bainitycznego do sąsiedniego nieprzemienionego austenitu spowodowały znaczne zmniejszenie udziału martenzytu świeżego.

8. Kształtowanie struktury stali w trakcie odkształcenia plastycznego na gorąco i po jego zakończeniu w procesie wytrzymania izotermicznego, jest wynikiem synergicznego oddziaływania mechanizmów umocnienia odkształceniowego oraz procesów aktywowanych cieplnie. Analiza kształtu i przebiegu krzywych σ – ϵ otrzymanych w próbie ciągłego ściskania próbek pozwoliła stwierdzić, że w wybranym zakresie parametrów odkształcenia plastycznego na gorąco dominującym mechanizmem kontrolującym przebieg umocnienia odkształceniowego jest rekrytalizacja dynamiczna.
9. Pięcioetapowe symulacje kucia, z zastosowaniem wytrzymania izotermicznego w optymalnych warunkach wyselekcjonowanych na podstawie badań dylatometrycznych, pozwoliły na uzyskanie drobnoziarnistej mikrostruktury złożonej z ferrytu bainitycznego, niewielkiej ilości wysp martenzytyczno-austenitycznych oraz równomiernie rozłożonych, cienkich listew austenitu szczątkowego. Najwyższy udział austenitu szczątkowego spośród wszystkich wariantów (~13,8% obj.) przy minimalnym udziale martenzytu świeżego uzyskano po zastosowaniu wytrzymania izotermicznego w temperaturze 400°C przez 900 s. W strukturze nie ujawniono obecności cementytu.
10. Zróżnicowane udziały poszczególnych składników mikrostruktury otrzymane po przeprowadzeniu wybranych wariantów wytrzymania izotermicznego wpłynęły na własności mechaniczne badanej stali. Badania wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wytrzymania izotermicznego z 380°C do 400°C umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie uległy zmniejszeniu, natomiast wydłużenie całkowite wzrosło. Obecność pre-martenzytu znajdującego się w strukturze stali po wytrzymaniu izotermicznym w 380°C miała wpływ na zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie i umownej granicy plastyczności, a także na obniżenie wydłużenia całkowitego. Wydłużenie czasu wytrzymania izotermicznego w 380°C do 1800 s spowodowało częściowe odpuszczenie pre-martenzytu, co wpłynęło na obniżenie umownej granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Subwymiarowe próbki po przeprowadzeniu statycznej próby rozciągania wykazały następujące własności mechaniczne:
 - $R_{p0,2}$ od 752 MPa do 789 MPa,
 - R_m od 1121 MPa do 1197 MPa,
 - A od 4,8% do 5,3%.

11. Opracowany skład chemiczny stali 0,17C-3,1Mn-1Si-0,55Al-0,22Mo-0,034Ti-0,073V oraz wyznaczone parametry temperaturowo-czasowe wytrzymania izotermicznego stwarzają możliwość opracowania technologii wytwarzania odkuwek o ultradrobnoziarnistej strukturze bainitycznej z austenitem szczątkowym, gwarantującej korzystny zespół własności mechanicznych. Uzyskane wyniki pozwalają w dalszym stopniu optymalizować obróbkę cieplno-plastyczną, przyczyniając się do zmniejszenia emisji przemysłowego CO₂.

LITERATURA

- [1] Skubisz P., Adrian H., Sińczak J.: Controlled cooling of drop forged microalloyed-steel Automotive crankshaft. *Archives of Metallurgy and Materials*, 56, 2011, p. 93–107.
- [2] Adamczyk J.: Inżynieria wyrobów kutech ze stali konstrukcyjnych mikrostopowych. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 11, 1999, s. 529–538.
- [3] Niechajowicz A., Tobota A.: Warm deformation of carbon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 106, 2000, p. 123–130.
- [4] Matlock D.K., Krauss G., Speer J.G.: Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forming steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 117, 2001, p. 324–328.
- [5] Jahazi M., Eghbali B.: The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 2001, p. 594–598.
- [6] Ollilainen V., Kasprzak W., Holappa L.: The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 134, 2003, p. 405–412.
- [7] Sińczak J., Łukaszek-Sołek A., Skubisz P., Bednarek S.: Kucie matrycowe odkuwki kołnierza z zastosowaniem obróbki cieplno-plastycznej. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 3, 2007, s. 187–191.
- [8] Strona internetowa <https://www.worldautosteel.org> [dostęp w dniu 15.02.2023].
- [9] Sugimoto K., Hojo T., Mizuno Y.: Torsional fatigue strength of newly developed case hardening TRIP-aided steel. *Metals*, 7, 9, 2017, p. 1–13.
- [10] Sugimoto K., Hojo T., Srivastava A.K.: Low and medium carbon advanced high-strength forging steels for automotive applications. *Metals*, 9, 12, 2019, p. 1–14.
- [11] Sugimoto K., Hojo T., Srivastava A.K. An Overview of fatigue strength of case-hardening TRIP-aided martensitic steels. *Metals*, 8, 5, 2018, p. 1–19.
- [12] Gramlich A., Emmrich R., Bleck W. Austenite reversion tempering-annealing of 4 wt.% manganese steels for automotive forging application. *Metals*, 9, 5, 2019, p. 1–10.
- [13] Sugimoto K., Hojo T., Kobayashi J.: Critical assessment of TRIP-aided bainitic ferrite steels. *Materials Science and Technology*, 33, 17, 2017, p. 1–4.
- [14] Sugimoto K., Tanino H., Kobayashi J.: Impact toughness of medium-Mn transformation-induced plasticity-aided steels. *Steel Research International*, 86, 2015, p. 1151–1160.

- [15] Sugimoto K., Sato S., Kobayashi J., Srivastava A.K.: Effects of Cr and Mo on mechanical properties of hot-forged medium carbon TRIP-aided bainitic ferrite steels. *Metals*, 9, 2019, p. 1–13.
- [16] Kuziak R., Kawalla R., Waengler S.: Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8, 2008, p. 103–117.
- [17] Garbarz B.: Perspektywy rozwoju technologii wytwarzania i zastosowań wyrobów z ultrawytrzymałych stali nanobainitycznych. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 2, 2015, s. 65–79.
- [18] Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Sourmail T., Smanio V., De Andres C.G.: Industrialised nanocrystalline bainitic steels – design approach. *International Journal of Materials Research*, 105, 2014, p. 725–734.
- [19] Grajcar A., Skrzypczyk P., Kozłowska A.: Effects of temperature and time of isothermal holding on retained austenite stability in medium-Mn steels. *Applied Sciences*, 8, 2018, p. 1–17.
- [20] De Cooman B.C.: Structure – properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite, *Solid State and Materials Science*, 8, 2004, p. 285–303.
- [21] Sugimoto K., Sato S. Arai G.: The effects of hot-forging on mechanical properties of ultra high-strength TRIP-aided steels. *Proceedings of the International Steel Technologies Symposium*, Kaohsiung, Taiwan, 2008, p. 1–9.
- [22] Garcia-Mateo C., Morales-Rivas L., Caballero F.G., Milbourn D., Sourmail T.: Vanadium effect on a medium carbon forging steel. *Metals*, 6, 2016, p. 1–12.
- [23] Lee S., Lee S.J., Santhosh Kumar, Lee K., De Cooman B.C.: Localized deformation in multiphase, ultra-fine-grained 6 pct Mn transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 2011, p. 3638–3651.
- [24] Kaar S., Schneider R., Krizan D., Béal C., Sommitsch C.: Influence of the quenching and partitioning process on the transformation kinetics and hardness in a lean medium manganese TRIP steel. *Metals*, 9, 2019, p. 1–13.
- [25] Grajcar A., Kilarski A., Kozłowska A.: Microstructure-property relationships in thermomechanically processed medium-Mn steels with increased Al content. *Metals*, 8, 11, 2018, p. 1–19.
- [26] Chandan A.K., Bansal G.K., Kundu J., Chakraborty J., Ghosh Chowdhury S.: Effect of prior austenite grain size on the evolution of microstructure and mechanical properties of an intercritically annealed medium manganese steel. *Materials Science & Engineering A*, 768, 2019, p. 1–10.

- [27] Kozłowska A., Janik A., Radwański K., Grajcar A.: Microstructure evolution and mechanical stability of retained austenite in medium-Mn steel deformed at different temperatures. *Materials*, 12, 18, 2019, p. 1–18.
- [28] Li Z.C., Ding H., Misra R.D.K., Cai Z.H.: Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments. *Materials Science & Engineering A*, 682, 2017, p. 211–219.
- [29] Ma Y., Song W., Zhou S., Schwedt A., Bleck W.: Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel. *Metals*, 8, 5, 2018, p. 1–16.
- [30] Tinuis C, Mrdjenovich R.: *Proceedings of a Symposium on Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Colorado, 1996, p. 287–292.
- [31] Garbarz B., Żak A., Walnik B., Zalecki W.: Wysokowytrzymałe niskostopowe stale na odkuwki matrycowe chłodzone w sposób regulowany bezpośrednio po kuciu. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 69, 4, 2017, s. 19–33.
- [32] Opiela M.: *Kształtowanie struktury i własności mechanicznych odkuwek ze stali mikrostopowych w procesie obróbki cieplno-plastycznej*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2015.
- [33] Majta J.: *Odształcenie i własności. Stale mikrostopowe. Wybrane zagadnienia*. Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Kraków, 2008.
- [34] Adamczyk J., Wusatowski R., Kalinowska-Ozgowicz E., Ozgowicz W., Grzyb R.: The influence of hot forging and cooling conditions on the structure and mechanical properties of a V-N microalloyed constructional steel. *Archiwum Nauki o Materiałach*, 15, 1994, p. 27–40.
- [35] Balart M.J., Davis C.L., Strangwood M.: Fracture behavior in medium-carbon Ti-V-N and V-N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability. *Materials Science & Engineering A*, 328, 2002, p. 48–57.
- [36] Kuziak R., Pietrzyk M.: Odkuwki ze stali bainitycznych nowej generacji. *Mechanik*, 8-9, 2011, s. 708–711.
- [37] Adrian H., Głowacz E.: The effect of nitrogen and microalloying elements (V and V+Al) on austenite grain growth of 40Cr8 steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 55, 2010, p. 107–116.
- [38] Adamczyk J.: *Inżynieria materiałów metalowych, cz. 1*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2004.

- [39] Hawryluk M., Gronostajski Z., Zwierzchowski M., Jabłoński P., Barełkowski A., Krawczyk J., Jaśkiewicz K., Rychlik M. Application of a prototype thermoplastic treatment line in order to design a thermal treatment proces of forgings with the use of the heat from the forging process. *Materials*, 13, 11, 2020, p. 1–19.
- [40] Gronostajski Z., Hawryluk M. The main aspects of precision forging. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 7, 2008, p. 39–57.
- [41] Ghosh A., Chatterjee S., Mishra B.: Influence of thermo-mechanical processing and different post-cooling techniques on structure and properties of an ultralow carbon Cu bearing HSLA forging. *Materials Science and Engineering A*, 348, 2003, p. 299–308.
- [42] Pachutko B., Lulkiewicz J., Surma M., Ziółkiewicz S., Kajpust S.: Optymalizowanie struktury i właściwości mechanicznych stali martenzytycznych przeznaczonych na wielkogabarytowe pierścienie. *Obróbka Plastyczna Metali XXIX*, 4, 2018, s. 315–330.
- [43] Garbarz B., Bołd T.: Stale niskostopowe o strukturze martenzytu dyslokacyjnego. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 12, 1992, s. 392–400.
- [44] Garbarz B.: Analiza i ocena tendencji rozwojowych gatunków stali stosowanych do kucia matrycowego. *Nowoczesne półwyroby do przeróbki plastycznej*, Gliwice, 1999, s. 61–75.
- [45] Wirths W., Wagener R., Bleck W., Melz T.: Bainitic forging steels for cyclic loading. *Advanced Materials Research*, 922, 2014, p. 813–818.
- [46] Zajac S., Schwinn V., Tacke K.H.: Characterisation and qualification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. *Materials and Science Forum*, 500-501, 2005, p. 387–394.
- [47] Grajcar A.: Struktura stali C-Mn-Si-Al kształtowana z udziałem przemiany martenzytycznej indukowanej odkształceniem plastycznym. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2009.
- [48] Morawiec M., Wojtacha A., Opiela M.: Kinetics of austenite phase transformations in newly-developed 0.17C-2Mn-1Si-0.2Mo forging steel with Ti and V microadditions. *Materials*, 14, 2021, p. 1–12.
- [49] Gonzalez-Baquet I., Kaspar R., Richter J.: Microalloying and a new post forging treatment of medium carbon steels. *Materials Science Forum*, 284-286, 1998, p. 411–418.

- [50] Kaspar R., Gonzalez-Baquet I., Schreiber N., Richter J. Influence of microalloying on the mechanical properties of medium carbon forging steels after a newly designed post forging treatment. *Steel Research*, 68, 1997, p. 534–540.
- [51] Sankaran S., Subramanya V., Padmanabhan K.A.: Low cycle fatigue behavior of a multiphase medium steel: comparison between ferrite-pearlite and quenched and tempered microstructures. *Materials Science & Engineering A*, 345, 2003, p. 328–335.
- [52] Saeidi N., Ekrami A. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. *Materials Science & Engineering A*, 523, 2009, p. 125–129.
- [53] Grajcar A.: Obróbka cieplna wysokowytrzymałych stali wielofazowych. *STAL Metale & Nowe Technologie*, 11-12, 2017, s. 15–19.
- [54] Lis A.K.: Stale o strukturze wielofazowej. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa, 2010.
- [55] Grajcar A.: Nowoczesne stale wysokowytrzymałe dla motoryzacji I generacji. *STAL Metale & Nowe Technologie*, 5-6, 2013, s. 150–153.
- [56] Grajcar A.: Własności mechaniczne wysokowytrzymałych stali dla motoryzacji. *STAL Metale & Nowe Technologie*, 7-8, 2014, s. 71–74.
- [57] Molenda R., Kuziak R.: Metaloznawcze podstawy kształtowania struktury i właściwości blach ze stali DP w procesie ciągłego wyżarzania. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 2, 2011, s. 29–34.
- [58] Grajcar A., Opiela M., Griner S.: Rozwój struktury wielofazowej stali typu C-Mn-Si-Al-Nb-Ti ze wzrostem odkształcenia plastycznego na zimno. *Inżynieria Materiałowa*, 1, 2011, s. 55–61.
- [59] Siodłak D., Kawalla R.: Badania właściwości nowoczesnych blach karoseryjnych ze stali typu TRIP. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 6, 2009, s. 372–377.
- [60] Pietrzyk J., Michta G., Osuch W., Kruk A.: Stale niskowęglowe z efektem TRIP. *Inżynieria Materiałowa*, 4, 2002, s. 154–156.
- [61] Krawczyk J., Pawłowski B., Bała P., Packo M., Śleboda T., Clos G., Frocisz Ł., Stępień M.: The examination of the causes of protrusion defects in a car bonnet panel. 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2016, 25-27 May 2016, Brno, Czech Republic, p. 940–945.
- [62] Wang Z.C., Kim S.J., Lee C.G., Lee T.H.: Bake-hardening behavior of cold-rolled CMnSi and CMnSiCu TRIP-aided steel sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 151, 2004, p. 141–145.

- [63] Li Z., Wu D.: Effects of hot deformation and subsequent austempering on the mechanical properties of Si-Mn TRIP steels. *ISI International*, 46, 2006, p. 121–128.
- [64] Jung J., Lee S.J., Kim S., De Cooman B.C.: Effect of Ti additions on micro-alloyed Nb TRIP steel. *Steel Research*, 82, 2011, p. 857–865.
- [65] Bleck W.: Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. *Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*, Ghent, 2002, p. 13–23.
- [66] Basuki A., Aernoudt E.: Effect of deformation in the intercritical area on the grain refinement of retained austenite of 0.4 C steel. *Scripta Materialia*, 40, 1999, p. 1003–1008.
- [67] Dobrzański L.A.: *Metaloznawstwo opisowe stopów żelaza*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2007.
- [68] Grosman F.: Nowoczesne blachy stalowe na elementy karoserii w świetle projektu ULSAB-AVC. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 7, 2003, s.302–307.
- [69] Turczyn S.: Walcowanie blach karoseryjnych z nowej generacji stali. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, 4, 2002, s.126–132.
- [70] Lis A.K., Gajda B.: Modelling of the DP and TRIP microstructure in the CMnAlSi Automotive steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 15, 2006, p. 127–134.
- [71] Imlau K.P., Heller T.: New steel solutions for the worldwide car industry. *Steel Research International*, 78, 3, 2007, p. 180–184.
- [72] Pichler A., Taint S., Hebesberger T., Stiaszny P., Werner E.A.: Processing of thin sweet multiphase steel grades. *Steel Research International*, 78, 3, 2007, p. 216–223.
- [73] Dobrzański L.A., Grajcar A., Borek W.: Influence of hot-working conditions on a structure of high-manganese austenitic steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 29, 2008, p. 139–142.
- [74] Jeleńkowski J.: *Kształtowanie struktury stali Fe-26Ni-2Ti z wykorzystaniem przemiany martenzytycznej*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2005.
- [75] Vercammen S., Blanpain B., De Cooman B.C., Wollants P.: Cold rolling behaviour of austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP- steel: the importance of deformation twinning. *Acta Materialia*, 52, 2004, p. 2005–2012.
- [76] Konieczny A.: *Advanced High Strength Steels – Formability*. Great Designs in Steel, American Iron and Steel Institute, Livonia, 2003, p. 1–18.

- [77] Grajcar A., Skrzypczyk P., Woźniak D.: Thermomechanically rolled medium-Mn steels containing retained austenite. *Archives of Metallurgy and Materials*, 59, 2014, p. 1691–1697.
- [78] Grajcar A., Morawiec M., Skowronek A.: Obróbka cieplna stali średniomanganowych dla motoryzacji. *STAL Metale & Nowe Technologie*, 7-8, 2019, s. 12–18.
- [79] Luo H., Shi J., Wang C., Cao W., Sun X., Dong H.: Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel. *Acta Materialia*, 59, 2011, p. 4002–4014.
- [80] Chen J., Lv M., Liu Z., Wang G.: Combination of ductility and toughness by the design of fine ferrite/tempered martensite-austenite microstructure in a low carbon medium manganese alloyed steel plate. *Materials Science & Engineering A*, 648, 2015, p. 51–56.
- [81] Song S., Faulkner R.G., Flewitt P.E.J.: Quenching and tempering-induced molybdenum segregation to grain boundaries in a 2.25Cr–1Mo steel. *Materials Science & Engineering A*, 281, 2000, p. 23–27.
- [82] Kania-Pifczyk Z., Kuziak R., Krztoń H., Radwański K., Wrożyna A.: Kształtowanie mikrostruktury i własności mechanicznych stali bainitycznej z efektem TRIP w procesie obróbki cieplnej. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 69, 1, 2017, p. 24–36.
- [83] Mahieu J., Maki J., De Cooman B.C., Claessens S.: Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation induced plasticity aided steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33, 2002, p. 2573–2580.
- [84] Sugimoto K., Sakaguchi J., Lida T., Kashima T.: Stretch-flangeability of a high-strength TRIP type bainitic steel. *ISIJ International*, 40, 2000, p. 920–926.
- [85] Takashi M.: Development of high strength steels for automobiles. *Nippon Steel Technical Report*, 88, 2003, p. 2–7.
- [86] Hojo T., Kobayashi J., Sugimoto K.: Impact properties of low-alloy transformation-induced plasticity-steels with different matrix. *Materials Science and Technology*, 32, 2016, p. 1–8.
- [87] Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H., Mawella K.J.A., Jones D.G., Brown P.: Very strong low temperature bainite. *Materials Science and Technology*, 18, 2002, p. 279–284.
- [88] Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.: Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 8, 2004, p. 251–257.

- [89] Królicka A., Żak A., Kuziak R., Radwański K., Ambroziak A.: Decomposition mechanisms of continuously cooled bainitic rail in the critical heat-affected zone of a flash-butt welded joints. *Materials Science–Poland*, 39, 4, 2021, p. 615–625.
- [90] Lisiecka-Graca P., Lisiecki Ł., Zyguła K., Wojtaszek M.: Evaluation of cracking risk of 80MnSi8-6 nanobainitic steel during hot forging in the range of lower temperature limits. *Materials Science–Poland*, 42, 1, 2024, p. 171–185.
- [91] Zhao J., Jiang Z.: Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 94, 2018, p. 174–242.
- [92] Matlock D.K., Speer J.G.: Third generation of AHSS: microstructure design concepts. *Microstructure and Texture in Steels*, 5-7, 2008, p. 185–205.
- [93] Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G.: Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51, 2003, p. 2611–2622.
- [94] Guhui G., Baoxiang Z., Cheng Ch., Ping Z.: Very high cycle fatigue behaviors of bainite/martensite multiphase steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *International Journal of Fatigue*, 92, 2016, p. 203–210.
- [95] Calderón I.D., Calvillo R., Lara A.: Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. *Materials Science & Engineering A*, 641, 2015, p. 215–224.
- [96] Toji Y., Miyamoto G., Raabe D.: Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*, 86, 2015, p. 137–147.
- [97] Zhang J., Ding H., Wang C., Zhao J., Ding T.: Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si-Mn quenching-partitioning steel with different cooling styles after partitioning. *Materials Science & Engineering A*, 585, 2013, p. 132–138.
- [98] Santofimia M.J., Zhao I., Petrov R., Kwakernaak C., Sloof W.G., Sietsma J.: Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designer low-carbon steel. *Acta Materialia*, 59, 2011, p. 6059–6068.
- [99] Arlazarov A., Bouazia O., Masse J.P., Kegel F.: Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steel. *Materials Science & Engineering A*, 620, 2015, p. 293–300.
- [100] Zhong N., Wang X.D., Wang L., Rong Y.H.: Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *Materials Science & Engineering A*, 506, 2009, p. 111–116.

- [101] Hsu T.Y., Xu Z.Y.: Design of structure, composition and heat treatment process for high strength steel. *Materials Science Forum*, 561-565, 2007, p. 2283–2286.
- [102] Gramlich A., Schmiedl T., Schönborn S., Melz T., Bleck W.: Development of air-hardening martensitic forging steels. *Materials Science & Engineering A*, 784, 2020, p. 1–6.
- [103] Grajcar A., Kilarski A., Kozłowska A., Radwański K.: Retained austenite in thermomechanically processed medium-Mn steel. *Materials*, 12, 2019, 501, p. 1–17.
- [104] Steineder K., Krizan D., Schneider R., Beal C., Sommitsch C.: On the microstructural characteristics influencing the yielding behavior of ultra-fine grained medium-Mn steels. *Acta Materialia*, 139, 2017, p. 39–50.
- [105] Gibbs P.J., De Moor, E., Merwin, M.J., Clausen, B., Speer, J.G., Matlock, D.K.: Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched-austenite transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 2011, p. 3691–3702.
- [106] Pereloma E.V., Gazder A.A., Timokhina I.B.: Retained austenite: Transformation-Induced Plasticity. *Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys*. Taylor and Francis: New York, NY, USA, 2016, p. 3088–3103.
- [107] Sun B.: Processing, microstructure and mechanical behavior of medium manganese steels. Department of Mining and Materials Engineering, McGill University, Montreal, 2017.
- [108] Wang C., Shi J., Yu Wang C., Hui W., Wang M., Dong H., Cao W.: Development of ultrafine lamellar ferrite and austenite duplex structure in 0.2C5Mn steel during ART – annealing. *ISIJ International*, 51, 2011, p. 651–656.
- [109] Schneider R., Steineder K., Krizan D., Sommitsch Ch.: Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of medium-Mn-steels. *Materials Science and Technology*, 11, 2018, p. 1–9.
- [110] Jimenez-Melero E., van Dijk N.H., Zhao L., Sietsma J., Offerman S.E., Wright J.P., Van der Zwaag S.: Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. *Scripta Materialia*, 56, 2007, p. 421–424.
- [111] Takaki S., Fukunaga K., Syarif J., Tsuchiyama T.: Effect of grain refinement on thermal stability of metastable austenitic steel. *Materials Transactions*, 45, 7, 2004, p. 2245–2251.

- [112] Wang J., van der Zwaag S.: Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, 2001, p. 2001–1529.
- [113] Pereloma E.V., Gazder A.A., Timokhina I.B.: Addressing retained austenite stability in advanced high strength steels. *Materials Science Forum*, 738–739, 2012, s. 212–216.
- [114] Pereloma E.V., Timokhina I.B., Hodgson P.D.: Transformation behaviour in thermomechanically processed C–Mn–Si TRIP steels with and without Nb. *Materials Science and Engineering A*, 273–275, 1999, p. 448–452.
- [115] Timokhina I.B., Hodgson P.D., Pereloma E.V.: Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A, 2004, p. 2331–2341.
- [116] Chen H.C., Era H., Shimizu M.: Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si containing low carbon steel sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 20A, 1989, p. 437–445.
- [117] Sugimoto K., Misu M., Kobayashi M., Shirasawa H.: Effect of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP aided dualphase steel sheet. *ISIJ International*, 33, 1993, p. 775–782.
- [118] Kim H., Lee J., Barlat F., Kim D., Lee M.G.: Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel. *Acta Materialia*, 97, 2015, p. 435–444.
- [119] Zou D.Q., Li S.H., He J.: Temperature and strain rate dependent deformation induced martensitic transformation and flow behavior of quenching and partitioning steels. *Materials Science and Engineering A*, 680, 2017, p. 54–63.
- [120] Hiermaier S.: Structures under crash and impact: continuum mechanics, discretization and experimental characterization. New York, USA, 2008.
- [121] Li S., Zou D., Xia C., He J.: Effect of strain rate on deformation-induced martensitic transformation of quenching and partitioning steels. *Steel Research International*, 87, 2015, p. 1302–1311.
- [122] Lichtenfeld J.A., Mataya M.C., Van Tyne C.J.: Effect of strain rate on stress-strain behavior of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 2006, p. 147–161.
- [123] Samek L., De Moor E., Penning J., De Comman B.C.: Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 2006, p. 109–123.

- [124] Ludwingson D., Berger J.: Plastic behaviour of metastable austenitic stainless steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 207, 1969, p. 63–69.
- [125] Angel T.: Formation of martensite in austenitic stainless steels – effects of deformation, temperature and composition. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 177, 1954, p. 165–174.
- [126] Tsuchida N., Tomota Y.: A micromechanic modeling for transformation induced plasticity in steels. *Materials Science and Engineering A*, 285, 2000, p. 34–52.
- [127] Sugimoto K., Kobayashi M., Hashimoto S.: Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation induced plasticity-aided dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 23, 1992, p. 3085–3091.
- [128] Sherif M.Y., Garcia Mateo C., Sourmail T., Bhadeshia H.K.D.H.: Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels. *Materials Science and Technology*, 20, 2004, p. 319–322.
- [129] Steineder K, Schneider R, Krizan D, Beal C, Sommitsch C.: Comparative investigation of phase transformation behavior as a function of annealing temperature and cooling rate of two medium-Mn steels. *Steel Research International*, 86, 2015, p. 1–8.
- [130] Grajcar A, Zalecki W, Burian W, Kozłowska A.: Phase equilibrium and austenite decomposition in advanced high-strength medium-Mn bainitic steels. *Metals*, 6, 2016, p. 1–14.
- [131] Kuziak R., Pidvysotsky V., Węglarczyk S., Pietrzyk M.: Bainitic steels as alternative for conventional carbon-manganese steels in manufacturing of fasteners – simulation of production chain. *Computer Methods in Materials Science*, 11, 2011, p. 443–462.
- [132] Morawiec M., Opara J., Garcia-Mateo C., Jimenez A., Grajcar A.: Effect of Mn on the chemical driving force and bainite transformation kinetics in medium-manganese alloys. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 148, 2023, p. 1567–1576.
- [133] Matlock D., Speer J.: Microalloying concepts and application in long products. *Materials Science and Technology*, 25, 2009, p. 1118–1125.
- [134] Strona internetowa <https://www.sentesoftware.co.uk/biblio.html> [dostęp w dniu 18.02.2024].
- [135] Strona internetowa <https://thermocalc.com/> [dostęp w dniu 18.02.2024].
- [136] ASTM A1033–04. Standard practice for quantitative measurement and reporting of hypoeutectoid carbon and low-alloy steel phase transformations. ASTM International: West Conshohocken. 2004. <https://www.astm.org/> [dostęp w dniu 25.07.2025].

- [137] Luo P., Hu C., Wang Q., Wang B., Zhang J., Zhong L.: Microstructure simulation and experiment investigation of dynamic recrystallization for ultra-high strength steel during hot forging. *Journal of Materials Research and Technology*, 26, 2023, p. 4310–4328.
- [138] Kozłowska A., Sławski S., Borek W., Grajcar A.: Physical and numerical investigation of hot deformation behavior in medium-Mn steel for automotive forgings. *Materials*, 18 (8), 2025, p. 1–18.
- [139] Schindler I., Hadasik E.: A new model describing the hot stress-strain curves of HSLA steel at high deformation. *Journal of Materials Processing Technology*, 106, 2000, p. 131–135.
- [140] Petrov R., Kestens L., Wasilkowska A., Houbaert Y.: Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique. *Materials Science and Engineering A*, 447, 1–2, 2007, p. 285–297.
- [141] Wu J., Wray P.J., Garcia C.I., Hua M., Deardo A.J.: Image quality analysis: a new method of characterizing microstructures, *ISIJ International*, 45, 2, 2005, p. 254–262.
- [142] Garcia-Mateo C., Jiménez J.A., Lopez-Ezquerro B., Rementeria R., Morales-Rivas L., Kuntz M., Caballero F.: Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD, SEM and TEM. *Materials Characterization*, 122, 2016, p. 83–89.
- [143] Krztoń H.: Metoda Rietvela i jej zastosowania, *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 3-4, 1999, s. 42–46.
- [144] Le Bail A.: Advances in microstructure analysis by the Rietveld method. *Sixth International School and Workshop of Crystallography*, Ismailia, 2000.
- [145] Van Dijk N., Butt A., Zhao L., Sietsma J., Offerman S., Wright J., Zwaag S.: Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. *Acta Materialia*, 53, 20, 2005, p. 5439–5447.
- [146] Kaar-Schickinger S., Krizan D., Schneider R., Sommitsch C.: Impact of Si and Al on microstructural evolution and mechanical properties of lean medium Mn Quenching and Partitioning steels. *Steel Research International*, 91, 10, 2020, p. 1-17.
- [147] Dong J., Liu C.X., Liu Y.C., Li C., Guo Q.Y., Li, H.J.: Influence of austenite grain size on martensite start temperature of Nb-V-Ti microalloyed ultra-high strength steel. *Materials Science Forum*, 848, 2016, p. 624–632.
- [148] Lu S., Wan L., Zheng S., Li M., Ren J., Liu B., Abou Taleb M., El-Bahy Z., Xu Z., Wang X., Ibrahim M., Guo Z.: Effect of austenitizing temperature on martensitic

- transformation in SA508Gr.4N steel. *Journal of Materials Science & Technology*, 186, 2024, p. 244–255.
- [149] Barbier D.: Extension of the martensite transformation temperature relation to larger alloying elements and contents. *Advanced Engineering Materials*, 16, 1, 2014, p. 1-6.
- [150] Zhang Y., Li X., Liu Y., Liu C., Dong J., Yu L., Li H.: Study of the kinetics of austenite grain growth by dynamic Ti-rich and Nb-rich carbonitride dissolution in HSLA steel: In-situ observation and modeling. *Materials Characterization*, 169, 2020, p. 1–11.
- [151] Garmeh B., Kasiri-Asgarani M., Amini K., Ghayour H., Bakhsheshi-Rad H., Berto F.: Effect of Vanadium and Rare Earth on the Structure, Phase Transformation Kinetics and Mechanical Properties of Carbide-Free Bainitic Steel Containing Silicon. *Applied Sciences*, 12, 3, 2022, p. 1–17.
- [152] Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J.: Effect of prior a thermal martensite on the isothermal transformation kinetic below M_s in a low-C high-Si steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, 3, 2016, p. 1–12.
- [153] Kucerowa L., Jirkova H., Volkmannova J., Vrtacek J.: Effect of aluminum and manganese content on the microstructure development of forged and annealed TRIP steel. *Manufacturing Technology*, 18, 4, 2018, p. 605–610.
- [154] Wojtacha A., Opiela M.: Numerical simulation of the phase transformations in steels: a case study on newly-developed multi-phase steels for drop forgings. *Advances in Science and Technology Research Journal*, 15, 1, 2021, p. 126–133.
- [155] Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.P.: Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 4, 2, 2009, p. 187–195.
- [156] Moravec J., Novakova I., Vondracek J.: Influence of heating rate on the transformation temperature change in selected steel types. *Manufacturing Technology*, 20, 2, 2022, p. 217–222.
- [157] Wojtacha A., Kozłowska A., Morawiec M., Opiela M.: Thermodynamic prediction and experimental verification of phase transformation kinetics in 3Mn steel with Ti and V microadditions. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 150, 2025, p. 1081–1091.
- [158] Wojtacha A., Opiela M.: Effect of plastic deformation on CCT-diagram of multi-phase forging steel. *Advances in Science and Technology Research Journal*, 15, 4, 2021, p. 72–80.

- [159] Alvarado-Meza M. A., Garcia-Sanchez E., Covarrubias O., Salinas-Rodriguez A., Guerrero M., Colás R.: Effect of the high-temperature deformation on the Ms Temperature in a low C martensitic stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22, 2, 2013, p. 345–350.
- [160] Krbata M., Krizan D., Eckert M., Kaar S., Dubec A., Ciger R.: Austenite decomposition of a lean medium Mn steel suitable for Quenching and Partitioning process: comparison of CCT and DCCT diagram and their microstructural changes. *Materials*, 15, 2022, p. 1–20.
- [161] Tian J., Xu G., Zhou M., Hu H., Xue Z.: Effects of Al addition on bainite transformation and properties of high-strength carbide-free bainitic steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 26, 1, 2019, p. 846–855.
- [162] Leach L., Kolmskog P., Hoglund L., Hillert M., Borgenstam A.: Critical driving forces for formation of bainite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49, 10, 2018, p. 1–12.
- [163] Morawiec M., Skowronek A., Kozłowska A., Garcia-Mateo C., Grajcar A.: Effect of prior martensite formation on the bainite transformation kinetics in high-strength 3% Mn multiphase steel. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 148, 2023, p. 1365–1371.
- [164] Tian J., Xu G., Zhou M., Hu H.: Refined bainite microstructure and mechanical properties of a high-strength low-carbon bainitic steel treated by austempering below and above Ms. *Steel Research International*, 89, 4, 2018, p. 1–10.
- [165] Morawiec M., Ruiz-Jimenez V., Garcia-Mateo C., Grajcar A.: Thermodynamic analysis and isothermal bainitic transformation kinetics in lean medium-Mn steels. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 142, 2020, p. 1709–1719.
- [166] Feng J., Frankenbach T., Wettlaufer M.: Strengthening 42CrMo4 steel by isothermal transformation below martensite start temperature. *Materials Science and Engineering A*, 683, 2017, p. 110–115.
- [167] Zhao L., Qian L., Meng J., Zhou Q., Zhang F.: Below-Ms austempering to obtain refined bainitic structure and enhanced mechanical properties in low-C high-Si/Al steels. *Scripta Materialia*, 112, 2016, p. 96–100.
- [168] Królicka A., Jimenez J., Caballero F.: Pre-martensite and bainite reactions: A thermal stability study. *Materials & Design*, 250, 2025, p. 1–20.

- [169] Zaefferer S., Ohlert J., Bleck W.: A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. *Acta Materialia*, 52, 2004, p. 2765–2778.
- [170] Wang Z., Huang M.X.: Optimising the strength-ductility-toughness combination in ultra-high strength quenching and partitioning steels by tailoring martensite matrix and retained austenite. *International Journal of Plasticity*, 134, 2020, 102851.
- [171] Bhadeshia H.K.D.H., Keehan E., Karlsson L., Andren H.O.: Coalesced bainite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 59, 2006, p. 689–694.
- [172] Lan H., Du L.X., Li Q., Qiu C.L., Li J.P., Misra R.D.K.: Improvement of strength-toughness combination in austempered low carbon bainitic steel: The key role of refining prior austenite grain size. *Journal of Alloys and Compounds*, 710, 2017, p. 702–710.
- [173] Wojtacha A., Kozłowska A., Skowronek A., Gulbay O., Opara J., Gramlich A., Matus K.: Design concept and phase transformation study of advanced bainitic-austenitic medium-Mn steel. *Scientific Reports*, 15, 1, 2025, 1-16.
- [174] Kumar D., Sen I., Bandyopadhyay T.K.: A systematic review of medium-Mn steels with an assessment of fatigue behavior. *Steel Research International*, 95, 2023, 202300375.
- [175] Gulbay O., Ackermann M., Gramlich A., Durmaz A.R., Steinbach I., Krupp U.: Influence of transformation temperature on the high-cycle fatigue performance of carbide-bearing and carbide-free bainite. *Steel Research International*, 94, 2023, 2300238.
- [176] Li K., Qian L., Wei C., Yu W., Ding Y., Ren L., Chen Z., Zhang F., Meng J.: Study on the relationship between the microstructure characteristics, tensile properties and impact toughness of carbide-free bainitic steel. *Materials Characterization*, 212, 2024, 113991.
- [177] Huang C., Zou M., Qi L., Ojo O.A., Wang Z.: Effect of isothermal and pre-transformation temperatures on microstructure and properties of ultrafine bainitic steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 12, 2021, p. 1080–1090.
- [178] Garbarz B., Niżnik-Harańczyk B.: Modification of microstructure to increase impact toughness of nanostructured bainite-austenite steel. *Materials Science and Technology*, 31, 2014, p. 773–780.
- [179] De Knijf D., Petrov R., Föjler C., Kestens L.A.I.: Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering A*, 615, 2014, p. 107–115,

- [180] Fu B., Yang W., Li L., Sun Z.: Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*, 603, 2014, p. 134–140.
- [181] Morawiec M., Ruiz-Jimenez V., Garcia-Mateo C., Jimenez J. A., Grajcar A.: Study of the isothermal bainitic transformation and austenite stability in an advanced Al-rich medium-Mn steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 22, 2022, p. 1–14.
- [182] Kozłowska A., Skowronek A., Opara J., Matus K., Nuckowski P.: Tailoring thermal stability of retained austenite in thermomechanically processed medium-Mn steel via quenching and partitioning process. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 25, 3, 2025, p. 1–18.
- [183] Opiela M.: Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Nb-Ti-V microalloyed steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 2014, p. 3379–3388.
- [184] Dutta B., Palmiere E.J.: Effect of prestrain and deformation temperature on the recrystallization behavior of steels microalloyed with niobium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A, 2003, p. 1237–1247.
- [185] Wojtacha A., Opiela M.: Hot working behavior in multiphase steel with Ti and V. *Materials*, 15, 2022, p. 1–13.
- [186] Wojtacha A., Opiela M.: Hot plastic deformation behavior of new-developed multiphase steel. *METAL 2022 : 31st International Conference on Metallurgy and Materials*, May 18 - 19, 2022, Brno, Czech Republic. *Conference Proceedings.*, 2022, p. 256–261.
- [187] Tavaei K., Meysami A.: Effects of V-Ti on dynamic recrystallization behavior and hot deformation activation energy of 30MSV6 micro-alloyed steel. *Archives of Metallurgy and Materials* 64, 2019, p. 1195–1200.
- [188] Grajcar A., Skrzypczyk P., Kuziak R., Gołombek K.: Effect of finishing hot-working temperature on microstructure of thermomechanically processed Mn-Al multiphase steels. *Steel Research International* 85, 2014, p. 1058–1069.
- [189] Królicka A., Janik A., Żak A., Radwański K.: The qualitative–quantitative approach to microstructural characterization of nanostructured bainitic steels using electron microscopy methods. *Materials Science-Poland*, 39, 2, 2021, p. 1–12.
- [190] Chen R.C., Hong C., Li J.J., Zheng Z.Z., Li P.C.: Austenite grain growth and grain size distribution in isothermal heat-treatment of 300M steel. *Procedia Engineering* 207, 2017, p. 663–668.

- [191] Chamanfar A., Chentouf S.M., Jahazi M., Lapierre-Boire L.P.: Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 6, 2020, p. 12102–12114.
- [192] Bellavoine M., Dumont M., Drillet J., Maugis P., Hebert V.: Influence of microalloying elements Ti and Nb on recrystallization during annealing of advanced high-strength steels. *Materials Science Forum*, 879, 2016, p. 217–223.
- [193] Capdevila C., Amigó V., Caballero F.G., García de Andrés C., Salvador M.D.: Influence of microalloying elements on recrystallization texture of warm-rolled interstitial free steels. *Materials Transactions*, 51, 2010, p. 625–634.
- [194] Zhou Q., Li Z., Wei Z.S., Wu D., Li J.Y., Shao Z.Y.: Microstructural features and precipitation behavior of Ti, Nb and V microalloyed steel during isothermal processing. *Journal of Iron and Steel Research International* 26, 2019, p. 102–111.
- [195] Sanz L., Pereda B., López B.: Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb. *Materials Science and Engineering A*, 685, 2017, p. 377–390.
- [196] Opiela M.: Elaboration of thermomechanical treatment conditions of Ti-V and Ti-Nb-V microalloyed forging steels. *Archives of Metallurgy and Materials*, 3, 2014, p. 1181–1188.
- [197] Kozłowska A., Skowronek A.: Designing quenching and partitioning thermal routes of medium-Mn steel intended for ultra-high-strength plates. *Journal of Materials Science*, 60, 31, 2025, p. 13636–13655.
- [198] Jia D., Sun D., Wang Q., Liu F., Li Y., Yuan S., Yang Z., Zhang F.: Effects of preformed martensite on microstructure and mechanical properties of nanobainite bearing steel. *Metals*, 13, 1, 2023, p. 1–13.
- [199] Liu E., Li Q., Naseem S., Huang X., Huang W.: Effect of isothermal transformation times below Ms and tempering on strength and toughness of low-temperature bainite in 0.53 C bainitic steel. *Materials*, 13, 2020, p. 1–13.
- [200] Li Z., Li P., Luo Y., Zhou X., Wang Z.: Effect of austenitizing temperature and prior martensite on ultra-fine bainite transformation kinetics. *Metals Open Access Metallurgy Journal*, 9, 2019, p. 1–15.
- [201] Gong W., Tomota Y., Harjo S., Su Y.H., Aizawa K.: Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel. *Acta Materialia*, 85, 2015, p. 243–249.

- [202] Toji Y., Miyamoto G., Raabe D.: Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*, 86, 2015, 137–147.
- [203] Shin H.C., Kim S.G., Hwang B.: Role of coalesced bainite in hydrogen embrittlement of tempered martensitic steels. *Metals*, 14, 2024, p. 1–10.
- [204] Avishan B., Sefidgar A., Yazdani S.: High strain rate deformation of nanostructured super bainite. *Journal of Materials Science*, 54, 2019, p. 3455-3468.
- [205] Lan H.F., Du L.X., Li Q., Qiu C.L., Li J.P., Misra R.: Improvement of strength-toughness combination in austempered low carbon bainitic steel: the key role of refining prior austenite grain size. *Journal of Alloys and Compounds*, 710, 2017, p. 702–710.
- [206] Zhang K., Zhang T., Wei H., Zhang M., Zhao S., Li J., Pan H., Yang G., Zhao P.: Effect of isothermal holding time on microstructure, precipitates and hardness of Ti–V–Mo microalloyed steel during coiling process. *Journal of Materials Research and Technology* 32, 2024, p. 753–761.
- [207] Chen J., Lev M., Tang S., Liu Z., Wang G.: Coupled toughening of a low carbon medium manganese heavy steel plate investigated by electron back-scattered diffraction (EBSD). *Materials Letters*, 175, 2016, p. 203–206.

STRESZCZENIE

Obróbka cieplno-plastyczna ultradrobnoziarnistych stali bainitycznych z metastabilnym austenitem szczątkowym o wytrzymałości powyżej 1 GPa

Celem niniejszej pracy było opracowanie optymalnego składu chemicznego stali oraz parametrów obróbki cieplno-plastycznej, gwarantujących otrzymanie ultradrobnoziarnistej struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym, pozwalającej na wytwarzanie odkuwek o wysokich własnościach mechanicznych. W części literaturowej pracy scharakteryzowano zarówno konwencjonalne stale przeznaczone na odkuwki matrycowe, jak również nowoczesne stale wielofazowe z austenitem szczątkowym o zróżnicowanej osnowie, wykazujące potencjał do zastosowań w branży kuźniczej. Opracowano parametry temperaturowo-czasowe wytrzymania izotermicznego dla stali 0,17C-3,1Mn-1Si-0,55Al-0,22Mo-0,034Ti-0,073V, pozwalającej na uzyskanie jednorodnej, drobnolistwowej mikrostruktury składającej się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego z niewielkim udziałem martenzytu świeżego. Cel pracy zweryfikowano na podstawie badań dylatometrycznych, przy zastosowaniu symulatora termomechanicznego Gleeble, szczegółowych badań strukturalnych stali oraz badań własności mechanicznych. Kluczowe znaczenie dla realizacji celu niniejszej pracy miały wyniki uzyskane przy zastosowaniu skaningowej i transmisyjnej mikroskopii elektronowej, analizy metodą EBSD oraz pomiarów udziału austenitu szczątkowego z wykorzystaniem dyfrakcji rentgenowskiej, które umożliwiły kompleksową analizę struktury w ujęciu jakościowym jak i ilościowym.

W celu wyznaczenia temperatur krytycznych przeprowadzono obliczenia termodynamiczne i zestawiono je z wynikami badań dylatometrycznych. Na podstawie wykresów OCTP_c i OCTP_i oraz wyników badań rentgenowskich wybrano najbardziej obiecujące parametry czasowo-temperaturowe izotermicznej obróbki cieplnej pod kątem stabilizacji austenitu szczątkowego. Na podstawie przeprowadzonych badań plastometrycznych w symulatorze termomechanicznym Gleeble 3800 opracowano cztery warianty symulacji kucia z następnym wytrzymaniem izotermicznym, w celu wytworzenia struktury bainitycznej z austenitem szczątkowym. Opracowany skład chemiczny stali oraz parametry temperaturowo-czasowe wytrzymania izotermicznego stwarzają możliwość opracowania technologii wytwarzania odkuwek o ultradrobnoziarnistej strukturze bainitycznej z austenitem szczątkowym, gwarantującej uzyskanie wysokich własności wytrzymałościowych w zakresie: R_{p0,2} od 752 do 789 MPa oraz R_m od 1121 do 1197 MPa.

ABSTRACT

Thermomechanical treatment of ultrafine-grained bainitic steels with metastable retained austenite with strength above 1 GPa

The aim of this work was to develop the optimal chemical composition of steel and thermomechanical treatment parameters that would guarantee an ultrafine-grained bainitic structure with retained austenite, enabling the production of forgings with high mechanical properties. The literature section characterizes both conventional steels intended for die forgings and modern multiphase steels containing retained austenite and a different matrix, demonstrating potential for applications in the forging industry. Time-temperature parameters for isothermal holding were developed for the 0.17C-3.1Mn-1Si-0.55Al-0.22Mo-0.034Ti-0.073V steel enabling the production of a homogeneous, fine-lath microstructure consisting of bainitic ferrite and retained austenite with a small fraction of fresh martensite. The aim of this work was verified based on dilatometric studies, investigations using a Gleeble thermomechanical simulator, detailed structural analysis of the steel and mechanical properties tests. Results obtained using scanning and transmission electron microscopy, EBSD analysis, and measurements of the fraction of retained austenite using X-ray diffraction were crucial to achieving the aim of this work. These data enabled a comprehensive qualitative and quantitative analysis of the structure.

Thermodynamic calculations were performed to determine critical temperatures and compared with the results of dilatometric studies. Based on the DCCT and DTTT diagrams and the X-ray results, the most promising time-temperature parameters of isothermal heat treatment were selected for the stabilization of retained austenite. Based on plastometric studies conducted in a Gleeble 3800 thermomechanical simulator, four variants of forging simulations followed by isothermal holding were developed to produce a bainitic structure containing retained austenite. The developed chemical composition of the steel and the temperature-time parameters of isothermal holding make possible to develop a technology for manufacturing forgings with an ultra-fine lath-type bainitic structure containing retained austenite, guaranteeing high strength properties in a range: YS from 752 to 789 MPa and UTS from 1121 to 1197 MPa.